



**Уральский  
федеральный  
университет**

имени первого Президента  
России Б.Н.Ельцина

**Институт  
материаловедения  
и металлургии**

# КОНСТРУКЦИОННЫЕ И ФУНКЦИОНАЛЬНЫЕ МАТЕРИАЛЫ НА МЕТАЛЛИЧЕСКОЙ ОСНОВЕ

Учебное пособие

Министерство образования и науки Российской Федерации  
Уральский федеральный университет  
имени первого Президента России Б. Н. Ельцина

**КОНСТРУКЦИОННЫЕ И ФУНКЦИОНАЛЬНЫЕ МАТЕРИАЛЫ  
НА МЕТАЛЛИЧЕСКОЙ ОСНОВЕ**

*Рекомендовано методическим советом УрФУ в качестве **учебного пособия**  
для студентов, обучающихся по направлениям 150100 – Материаловедение  
и технологии материалов и 150400 – Металлургия*

Под общей редакцией А. А. Попова

Екатеринбург  
Издательство Уральского университета  
2014

УДК 621.763(075.8)

ББК 30.36я73

К65

Авторы: В. М. Фарбер, Н. В. Лежнин, В. А. Хотинов, О. В. Селиванова, М. Л. Лобанов, В. Р. Бараз, А. В. Макаров, Г. А. Салищев, С. В. Жеребцов, В. Г. Пушин, Н. Н. Куранова, А. В. Пушин

Рецензенты: кафедра физики Уральского государственного горного университета, зав. кафедрой д-р физ.-мат. наук, проф. И. Г. Коршунов; главный научный сотрудник ИФМ УрО РАН, академик РАН д-р техн. наук, проф. В. М. Счастливец

Научный редактор – д-р техн. наук, проф. А. А. Попов

**Конструкционные и функциональные материалы на металлической основе :**  
К65 учеб. пособие / В. М. Фарбер [и др.] ; под общ. ред. А. А. Попова. – Екатеринбург : Изд-во Урал. ун-та, 2014. – 252 с.  
ISBN 978-5-7996-1089-0

Учебное пособие освещает актуальные проблемы развития, обработки, создания и исследования конструкционных и функциональных материалов на металлической основе.

Пособие предназначено для студентов, обучающихся по направлениям 150100 – «Материаловедение и технологии материалов» и 150400 – «Металлургия».

Глава 1 написана авторами: В. М. Фарбер, Н. В. Лежнин, В. А. Хотинов, О. В. Селиванова, Уральский федеральный университет имени первого Президента России Б. Н. Ельцина.

Глава 2 написана автором: М. Л. Лобанов, ООО «ВИЗ–Сталь», УрФУ имени первого Президента России Б. Н. Ельцина.

Глава 3 написана автором: В. Р. Бараз, Уральский федеральный университет имени первого Президента России Б. Н. Ельцина».

Глава 4 написана автором: А. В. Макаров, Институт машиноведения УрО РАН, Уральский федеральный университет имени первого Президента России Б. Н. Ельцина.

Глава 5 написана авторами: Г. А. Салищев, С. В. Жеребцов, Белгородский государственный национальный исследовательский университет.

Глава 6 написана авторами: В. Г. Пушин, Н. Н. Куранова, А. В. Пушин, Институт физики металлов УрО РАН.

УДК 621.763(075.8)

ББК 30.36я73

ISBN 978-5-7996-1089-0

© Уральский федеральный университет, 2014

## ОГЛАВЛЕНИЕ

Глава 1. ВЫСОКОПРОЧНЫЕ СТАЛИ ДЛЯ СВАРНЫХ КОНСТРУКЦИЙ: ХИМИЧЕСКИЙ СОСТАВ, ПОЛУЧЕНИЕ, СТРУКТУРА, МЕХАНИЧЕСКИЕ СВОЙСТВА.....	6
1.1. Введение.....	6
1.2. Химический состав и получение сталей .....	7
1.3. Микроструктура и дисперсные фазы сталей.....	11
1.4. Особенности разрушения трубных сталей класса прочности X80 (K65) .....	19
Контрольные вопросы к главе 1.....	30
Список библиографических ссылок к главе 1.....	31
Глава 2. ЭЛЕКТРОТЕХНИЧЕСКАЯ АНИЗОТРОПНАЯ СТАЛЬ. ИСТОРИЯ РАЗВИТИЯ. СОВРЕМЕННОЕ СОСТОЯНИЕ.....	33
2.1. Введение.....	34
2.2. Электротехническая анизотропная сталь как магнитно-мягкий материал.....	36
2.3. История развития электротехнической анизотропной стали и технологий ее производства.....	49
2.4. Методы снижения магнитных потерь ЭАС.....	64
2.5. Перспективы развития ЭАС.....	68
Контрольные вопросы к главе 2.....	70
Список библиографических ссылок к главе 2.....	71
Список рекомендуемой литературы к главе 2.....	76
Глава 3. ПОВЕРХНОСТНАЯ ФРИКЦИОННАЯ ОБРАБОТКА ПРУЖИННЫХ СТАЛЕЙ.....	77
3.1. Введение.....	78
3.2. Структурные особенности фрикционной обработки.....	81



3.3. Влияние упрочняющей фрикционной обработки на структуру и свойства пружинной стали мартенситного класса.....	85
3.4. Фрикционное деформирование пружинной стали аустенитного класса: особенности структуры и свойств.....	92
3.5. Способ фрикционной обработки длинномерных ленточных заготовок	100
Контрольные вопросы к главе 3.....	105
Список библиографических ссылок к главе 3.....	106
Глава 4. ФРИКЦИОННАЯ НАНОСТРУКТУРИРУЮЩАЯ ОБРАБОТКА СТАЛЬНЫХ ПОВЕРХНОСТЕЙ.....	109
4.1. Введение.....	109
4.2. Наноструктурирование сплавов железа при фрикционной обработке в условиях трения скольжения.....	113
4.3. Влияние технологических параметров фрикционной обработки на накопление пластической деформации и поврежденность поверхностных слоев.....	119
4.4. Упрочнение сталей при наноструктурировании поверхности фрикционной обработкой.....	126
4.5. Влияние фрикционной обработки на сопротивление термическому разупрочнению закаленных сталей.....	130
4.6. Влияние фрикционной обработки на износостойкость закаленных углеродистых сталей.....	136
4.7. Влияние фрикционной обработки на механические свойства сталей.....	140
4.8. Комбинированная деформационно-термическая обработка закаленных сталей.....	143
4.9. Использование микроиндентирования для анализа поверхностей, подвергнутых фрикционной обработке.....	144
4.10. Заключение.....	147
Контрольные вопросы к главе 4.....	150
Список библиографических ссылок к главе 4.....	151

Глава 5. УЛЬТРАМЕЛКОЗЕРНИСТЫЕ ТИТАНОВЫЕ СПЛАВЫ: ПОЛУЧЕНИЕ, МЕХАНИЧЕСКИЕ СВОЙСТВА И ПРИМЕНЕНИЕ.....	158
5.1. Введение.....	159
5.2. Методы и условия перевода в УМЗ состояние титана и его сплавов.....	161
5.3. Механические свойства титана и его сплавов в УМЗ состоянии.....	183
5.4. Применение титана и его сплавов с УМЗ структурой.....	198
Контрольные вопросы к главе 5.....	200
Список библиографических ссылок к главе 5.....	201
Глава 6. РАЗРАБОТКА НОВЫХ ИНТЕЛЛЕКТУАЛЬНЫХ МАТЕРИАЛОВ С ПАМЯТЬЮ ФОРМЫ И ТЕХНОЛОГИЙ ИХ ПОЛУЧЕНИЯ.....	208
6.1. Введение.....	208
6.2. Типы мартенситных превращений, их обратимость.....	210
6.3. Модели перестройки кристаллических структур при МП.....	217
6.4. Морфологические и микроструктурные особенности мартенсита как результат аккомодации напряжений.....	221
6.5. Предмартенситные явления.....	225
6.6. Эффекты памяти формы.....	232
6.7. Разработка объемных наноструктурных материалов с памятью формы..	233
6.8. Применение сплавов с эффектами памяти формы.....	238
Контрольные вопросы к главе 6.....	241
Список библиографических ссылок к главе 6.....	242
Об авторах.....	245

# Глава 1. ВЫСОКОПРОЧНЫЕ СТАЛИ ДЛЯ СВАРНЫХ КОНСТРУКЦИЙ: ХИМИЧЕСКИЙ СОСТАВ, ПОЛУЧЕНИЕ, СТРУКТУРА, МЕХАНИЧЕСКИЕ СВОЙСТВА

**Ключевые слова:** высокопрочные микролегированные стали, феррито-бейнитная структура, дисперсные фазы, расщепления.

## **Основные термины и определения**

*Расщепления (separations)* – особый тип очаговых трещин, которые могут появиться на поверхности изломов после испытаний на растяжение, ударный изгиб, статическую трещиностойкость, падающим грузом, а также при вязком распространении трещины в современных трубах большого диаметра.

*Области релаксации (stress relaxation areas)* – участки с крайне вязким рельефом излома вокруг расщеплений, появление которых обусловлено плоско-напряженным состоянием при возникновении расщеплений.

## **1.1. Введение**

Надежность эксплуатации сварных конструкций различного рода определяется комплексом свойств основного металла и сварных соединений. Разработка новых сталей и использование современных технологий позволили получать детали с высоким уровнем прочности, а также с максимально высоким уровнем вязко-пластических характеристик [1; 2], что привело к повышенному вниманию к обеспечению и прогнозированию эксплуатационной надежности и трещиностойкости (способности металла сопротивляться распространению).

На сегодняшний день стали класса прочности K65 (X80), изготавливаемые по технологии контролируемой прокатки, нашли широкое применение, в частности, в строительстве магистральных газопроводов большого диаметра. Данный класс сталей отвечает современным техническим требованиям, но механические свойства могут различаться по некоторым показателям, основным из которых является трещиностойкость, вследствие некоторых отличий по химическому составу (в пределах требований API), технологии производства листа по режиму контролируемой прокатки и ускоренного последеформационного охлаждения.

По данным вопросам имеется ряд публикаций [1; 2], однако отсутствуют как детальные, так и обобщающие представления о связи микроструктуры, фазового состава и механических свойств сверхнизкоуглеродистых двухфазных феррито-бейнитных и феррито-артенситных сталей, а также о влиянии длительной эксплуатации на изменение механических свойств.

В этой главе рассмотрен ряд сталей, произведенных на металлургических предприятиях России, Японии и Европы: особенности их химического состава, микроструктуры, выделяющихся дисперсных фаз и комплекса механических свойств. Кроме того, выявлена связь данных характеристик для каждого производителя, а также сформулированы положения об оптимизации этих параметров.

## **1.2. Химический состав и получение стали**

Для обеспечения надежности сварных конструкций, особенно работающих в условиях пониженных температур, наряду с высокой прочностью материала требуются высокий уровень вязкости и хорошая свариваемость. Сочетание этих свойств достигается формированием дисперсной ( $d_3 = 3...5$  мкм) феррито-бейнитной (феррито-мартенситной) структуры с помощью процесса контролируемой прокатки с ускоренным последеформационным охлаждением (КП + УО) и комплексного микролегирования. Стали класса прочности K65 (X80) характеризуются очень низким содержанием углерода ( $C - 0,05...0,08$  мас. %), относительно высоким содержанием марганца ( $Mn - 1,6...1,8$  мас. %), кремния ( $Si - 0,2$  мас. %), а также комплексным микролегированием ( $Nb + Ti + V - 0,15$  мас. %) главной задачей которого являются подавление роста зерна при  $\gamma$ - $\alpha$  превращении и дисперсионное упрочнение, и добавками Cu, Cr, Ni, Mo для повышения устойчивости переохлажденного аустенита по первой ступени. Как показывают исследования, добавки меди также могут привести к дисперсионному упрочнению, так как медь выделяется в чистом виде в интервале температур бейнитного превращения ( $550...350$  °C) на дислокациях внутри ферритных и бейнитных зерен.

Уровень легирования, главным образом, ограничивается исходя из обеспечения хорошей свариваемости ( $C_{э\text{кв}} = 0,45$  %,  $P_{\text{см}} = 0,23$  % для сталей класса прочности K65 (X80)).

Эквивалент углерода рассчитывается по формулам:

$$CE(IIW) = C + Mn / 6 + (Cr + Mo + V + Ti + Nb) / 5 + (Ni + Cu) / 15, \quad (1.1)$$

$$CE(P_{cm}) = C + (Mn + Cr + Cu) / 20 + Si / 30 + Ni / 60 + Mo / 15 = V / 10. \quad (1.2)$$

Важнейшую роль в формировании уровня свойств играют технологические режимы обработки: в зависимости от параметров деформационно-термической обработки свойства сталей идентичных составов могут существенно меняться.

Повышение прочности сталей при сохранении требуемого уровня пластических и вязких свойств, а также хладостойкости, возможно за счет измельчения зерна, с помощью деформационно-термической обработки – контролируемой прокаткой с ускоренным охлаждением (КП + УО).

При контролируемой прокатке (КП) регламентируются параметры температуры начала и конца горячей деформации, ее степень, дробность, распределение по температурным областям и т. д. Важным условием формирования необходимого комплекса механических свойств при деформационно-термической обработке является отыскание оптимальных режимов прокатки, сочетающих максимальную степень измельчения микроструктуры с приемлемыми усилиями и производительностью.

Ускоренное охлаждение после прокатки повышает прочность микролегированных сталей вследствие снижения температурного интервала распада аустенита с измельчением микроструктурных составляющих (феррит, бейнит) и создания большей плотности частиц MeC меньшего размера. В случае применения ускоренного охлаждения, скорость которого (во время  $\gamma \rightarrow \alpha$  превращения) составляет около 10...12 °C/с, имеют место эффекты термомеханической обработки, проявляющиеся через влияние структурного состояния деформированного аустенита на продукты его распада, природа которых во многом зависит от степени переохлаждения.

Микролегирующие добавки сильных карбо-, нитридообразующих элементов оказывают существенное влияние на размер структурных составляющих через повышение температуры рекристаллизации деформированного аустенита. Выделения нитридов титана TiN, формирующиеся при высоких температурах в процессе кристаллизации расплава, в определенной степени сдерживают рост

аустенитного зерна при нагреве под прокатку. Роль карбидов и карбонитридов титана и ниобия, формирующихся при более низких температурах, заключается в следующем:

1) замедление рекристаллизации деформированного аустенита, что приводит к протеканию  $\gamma \rightarrow \alpha$ -превращения в нерекристаллизованном аустените. Этому способствуют либо выделения на границах карбонитрида ниобия, либо инициированное деформацией выделение дисперсных частиц;

2) измельчение зерна за счет торможения роста новой фазы дисперсными частицами вследствие их выделения в ходе превращения или в ходе деформации.

Следует отметить, что при малом содержании элементов внедрения (например, 0,002 мас. % C) ниобий находится в твердом растворе, и его влияние проявляется через замещение в растворе железа. При более высоких концентрациях углерода происходит выделение карбида (карбонитрида), что оказывает существенное влияние на измельчение зерна, а рекристаллизация задерживается на продолжительное время.

Стоит также сказать, что понятие «температура подавления рекристаллизации» носит условный характер, поскольку зависит от степени деформации в каждом проходе, от скорости, а также продолжительности междеформационной паузы и структурных факторов. Кроме того, для конкретных условий деформации следует говорить о некоем интервале температур, в котором происходит переход от подавления рекристаллизации до ее полного протекания в течение рекристаллизационной паузы.

Безусловно, на кинетику влияют состав стали, степень наклепа, скорость деформации, температура и обработка.

Максимальный эффект могут оказывать мелкие частицы с достаточно большой объемной долей, сформированные элементами, имеющими низкую диффузионную подвижность в аустените, что обеспечивает их стабильно малый размер в течение продолжительного времени. Скорость роста частиц может быть описана следующим выражением:

$$r^3 - r_0^3 = 8 V^2 \gamma C D t [9kT]^{-1}, \quad (1.3)$$

где  $r$  – размер частиц в момент времени  $t$ ,  $r_0$  – начальный размер частиц,  $V$  – атомный объем выделений,  $\gamma$  – поверхностная энергия раздела «матрица/частица»,  $C$  – концентрация растворенного элемента в матрице на границе с выделением,  $D$  – коэффициент диффузии.

Эффективное сопротивление рекристаллизации за счет дисперсных частиц может быть обеспечено при значительной доле выделений на малоугловых границах. При этом сила торможения выражается формулой [3]:

$$F_{pin} = 3\sigma f_v l (2\pi r^2)^{-1}, \quad (1.4)$$

где  $\sigma$  – зернограничная (поверхностная) энергия в аустените,  $f_v$  – объемная доля частиц,  $l$  – размер субзерен.

Развитие нового направления в разработке сталей – *HTP (High Temperature Processing* – высокотемпературная обработка) – явилось закономерным следствием успешной разработки сверхнизкоуглеродистых сталей со структурой игольчатого феррита, заменивших малоперлитные композиции для обеспечения класса прочности X70. Концепция таких марок заключается в получении еще более дисперсной структуры ферритной матрицы, представленной в общем случае мелкими зернами полигонального ( $F$ ) и игольчатого (*Acicular Ferrite* –  $AF$ ) феррита, сформировавшимися при непрерывном ускоренном охлаждении и относительно низких температурах. Такая структура обеспечивает повышенную вязкость и прочность за счет наличия большого количества подвижных дислокаций в  $AF$  и частых границ между соседними рейками.

Увеличение доли более низкотемпературных продуктов в сверхнизкоуглеродистой стали обеспечивает баланс прочности, пластичности и вязкости основного металла, а также зоны сварного соединения, что подтверждается многими исследованиями. Результаты наблюдения распространения трещин в такой структуре показывают повышенное сопротивление границ рек.

Формирование оптимальной структуры и свойств, соответствующих X80, может происходить и в мономикролегированной Nb стали при скоростях охлаждения около 15 °C/с и при оптимальном выборе температур начала ускоренного охлаждения и его завершения. Для сталей, в которых стабильность

переохлажденного аустенита обеспечивается добавками Мо и других элементов, возможно некоторое снижение скорости охлаждения, однако его температурный интервал сохраняется.

Стоит отметить, что понижение температуры конца ускоренного охлаждения сверх определенного предела приводит к некоторому снижению комплекса свойств вследствие роста напряжений в ферритной матрице, состоящей из структурных составляющих на основе низкотемпературных продуктов распада.

Таким образом, возможны различные подходы к освоению современных технологий получения высокопрочных сталей на действующем оборудовании.

Дальнейший прогресс в производстве высокопрочных сталей определяется возможностью обеспечения регламентированных режимов температурно-деформационной обработки и заданных параметров последующего ускоренного охлаждения сталей оптимального состава.

### **1.3. Микроструктура и дисперсные фазы сталей**

Стали категории прочности K65 (X80) обладают уникальным комплексом механических свойств, обусловленным, в первую очередь, формированием ультрамелкого зерна ( $\sim 2...3$  мкм), получаемого в результате контролируемой прокатки и ускоренного охлаждения (КП и УО) [1; 2].

По микроструктуре данные стали являются двухфазными феррито-бейнитными (феррито-мартенситными). В зависимости от условий окончания КП и начала УО можно выделить три принципиальных типа структур. Окончание деформации в межкритическом интервале приводит к формированию полосчатой структуры, состоящей из наклепанных зерен феррита и сдвиговых продуктов превращения (рис. 1.1 а). Окончание прокатки в однофазной  $\gamma$ -области, но с началом ускоренного охлаждения в  $\alpha + \gamma$ -области, способствует выделению полиэдрического феррита (рис. 1.1 б). По завершении прокатки и начале УО из  $\gamma$ -области формируется однородная феррито-бейнитная структура (рис. 1.1 в) [4].

Для сталей ряда производителей в сечении, параллельном направлению прокатки листа, наблюдается выраженная полосчатость. Происхождение аperiodических полос шириной 100...150 мкм связано с неоднородностью микро-



объемов по химическому составу вследствие дендритной ликвации [5]. Полосы, обогащенные углеродом и легирующими элементами, в первую очередь Mn и Mo, имеют повышенную устойчивость переохлажденного аустенита, и в них при ускоренном охлаждении после горячей прокатки листа формируется максимально большое количество сдвиговых продуктов превращения (Б + М) (рис. 1.1 з).

На более глубоком масштабном уровне практически во всех изученных сталях, в той или иной степени, наблюдаются полосы (шириной 3...15 мкм), ограниченные длинными, слегка изогнутыми границами. Они, очевидно, являются или границами вытянутых бывших аустенитных зерен, не претерпевших рекристаллизацию после окончания горячей пластической деформации листа, или границами деформационного происхождения, формирующимися в ходе контролируемой прокатки [6].

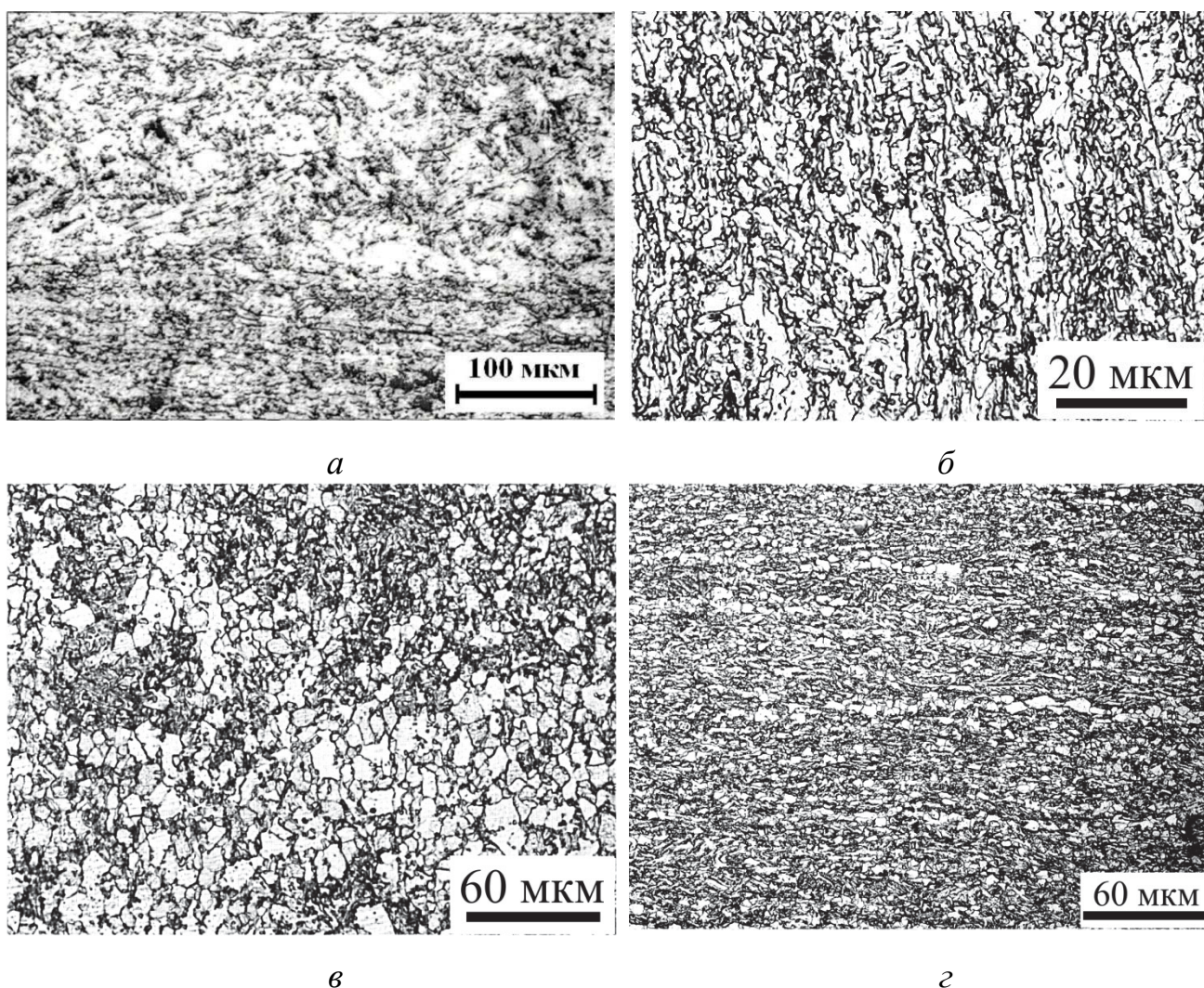


Рис. 1.1. Различные типы микроструктур после контролируемой прокатки с ускоренным охлаждением: а – бейнито-мартенситная;  
б, в, з – феррито-бейнитная



Для некоторых сталей характерно наличие участков с относительно крупными ферритными зернами (до 15 мкм) на фоне однородной дисперсной структуры. Крупные зерна феррита имеют форму, близкую к равноосной, с выпуклыми границами – их происхождение можно связать с тем, что при производстве листа по режиму контролируемой прокатки рекристаллизация аустенита не была полностью подавлена из-за пониженного содержания Nb в стали, высокой температуры окончания деформации и недостаточно большой скорости последеформационного охлаждения.

Отдельное внимание стоит уделить продуктам диффузионно-сдвигового превращения переохлажденного аустенита, формирующимся в диапазоне температур распада по второй ступени. В верхней части бейнитного превращения образуется квази-полигональный феррит, характеризующийся границами неправильной формы и повышенной плотностью дислокаций. В середине бейнитного превращения происходит формирование игольчатого и гранулярного феррита, в виде пластинок или кристаллов вытянутой формы. В низкотемпературной части интервала формируется бейнитный феррит (низкоуглеродистый бейнит) в виде блоков, состоящих из реек [4].

Распределение участков упрочняющей структурной составляющей (УСС) по объему носит либо полосчатый (рис. 1.2 б), либо блоковый характер (рис. 1.2 а). Средняя доля УСС в структуре для разных производителей составляет около 20 %, однако в некоторых сталях отмечена преимущественно сдвиговая структура.

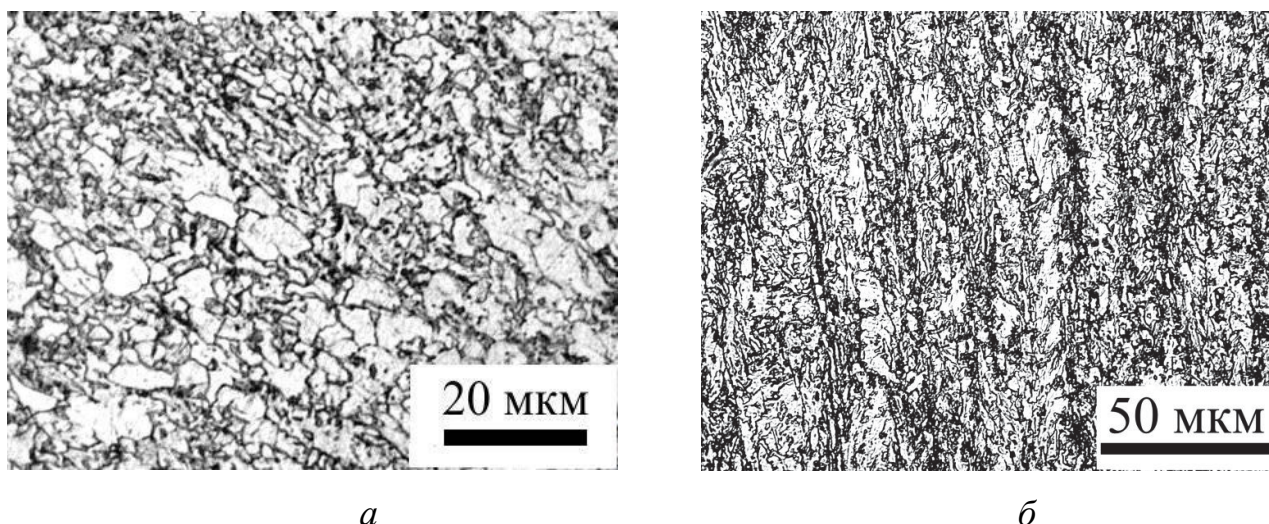


Рис. 1.2. Различная морфология участков упрочняющих структурных составляющих: *а* – в виде блоков, *б* – в виде полос

Также в сталях, произведенных по технологии контролируемой прокатки, может содержаться до 5% перлита, который, как правило, имеет вырожденный вид.

Электронномикроскопические исследования показывают (рис. 1.3, 1.4), что внутри зерен феррита исследованных сталей наблюдается повышенная плотность дислокаций ( $\rho_d \sim 5 \cdot 10^{10} \text{ см}^{-2}$ ), унаследованных от горячедеформированного аустенита, а также возникших в ходе  $\gamma \rightarrow \alpha$ -превращения. В реечной структуре дислокации распределены сравнительно однородно (рис. 1.3 а), а в зернах полиэдрического феррита они стремятся сформировать субграницы (рис. 1.3 б).

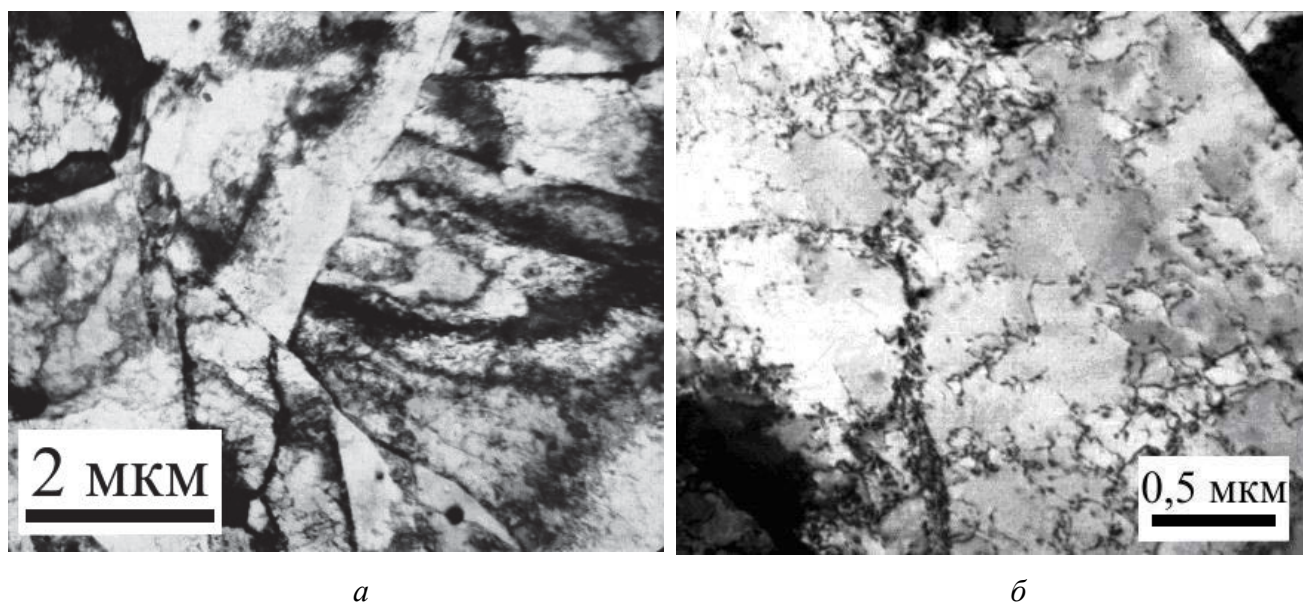


Рис. 1.3. Распределение дефектов в феррито-бейнитной структуре:  
а – феррит + УСС; б – дислокации в зерне феррита

Внутри зерен феррита обнаруживаются дисперсные выделения двух морфологических типов:

1) сравнительно крупные частицы размером около 200...400 нм, имеющие форму, близкую к ограненной или округлой, тяготеющие к границам зерен (↑ на рис. 1.4);

2) наиболее дисперсные выделения размером меньше 10...15 нм, расположенные на линиях дислокаций (↑ на рис. 1.4, 1.5).

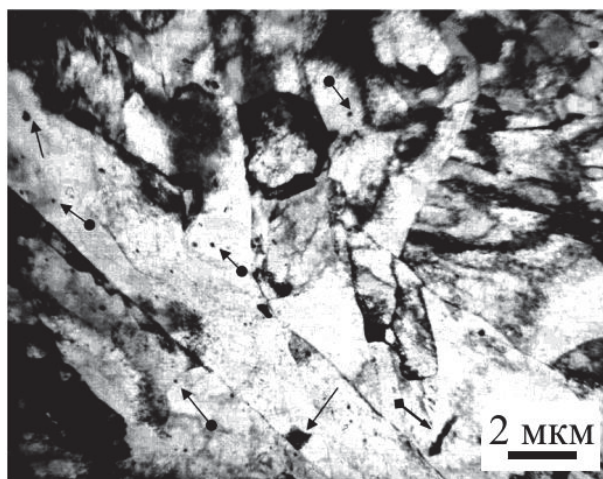


Рис. 1.4. Тонкая микроструктура стали после КП и УО:  $\uparrow$ —выделения I типа;  
 $\uparrow\bullet$  — выделения II типа;  $\uparrow\times$  — выделения цементита

Снять микроэлектроннограммы с этих частиц в фольге и определить фазовый состав довольно сложно, поэтому их идентификация проводится на экстракционных репликах (см. ниже).

В некоторых микрообъемах наблюдаются вытянутые кристаллы второй фазы длиной примерно 1 мкм, шириной – 0,1 мкм ( $\uparrow\times$  на рис. 1.4). Расчет электронограмм, снятых с подобных областей по методу поликристалла, показывает, что они содержат интерференционные линии феррита и цементита. При этом отличительной особенностью дифракционной картины цементита является линия с межплоскостным расстоянием 1,96 Å. Скопление подобных выделений цементита можно интерпретировать как вырожденный перлит (рис. 1.5 в). Продукты низкотемпературных сдвиговых превращений (бейнит, мартенсит) представляют собой рейки толщиной 1...2,5 мкм (рис. 1.4). Они имеют прямые (плоские) границы и повышенную плотность дислокаций ( $\rho_d \sim 1 \cdot 10^{11} \text{ см}^{-2}$ ).

Кроме того, в структуре присутствуют участки (островки), зажатые между ферритными зернами. Индицированием микроэлектроннограмм, снятых с этих участков, и переводом в темнопольное изображение можно установить, что они имеют ГЦК-решетку, т. е. являются островками остаточного аустенита.

Выделения дисперсных частиц в упомянутых сталях, захваченные в реплики, представлены на рис. 1.5, 1.6.

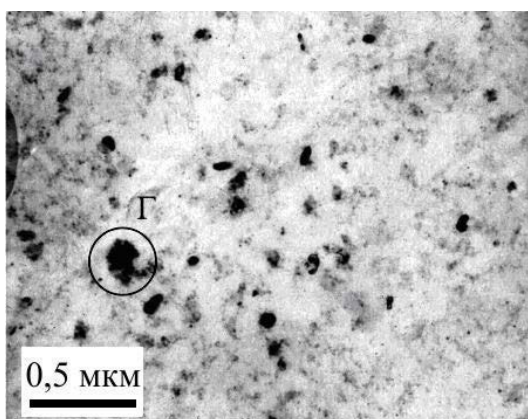
На рис. 1.5 а видно, что выделения дисперсных фаз имеют различную морфологию. Плотность частиц в отдельных микрообъемах весьма низка, а в



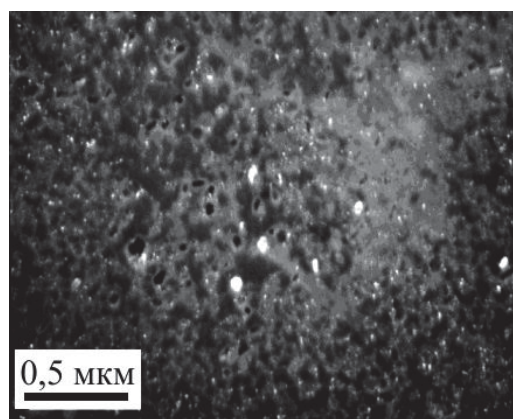
областях, где имеется их повышенное количество, они распределены сравнительно однородно. Крупные частицы неправильной ограненной или округлой формы располагаются в виде скоплений.

На репликах имеются вытянутые области длиной более 2,5 мкм и шириной ~1 мкм, в которых частицы практически отсутствуют ( $G$  на рис. 1.6 *а*). Согласно наблюдениям структуры на тонких фольгах (рис. 1.4), такие области, вероятно, представляют собой кристаллы мартенсита, сформировавшиеся в интервале температур ( $\leq 350$  °C), когда выделение дисперсных частиц невозможно (минимальная температура образования выделений на основе меди ~350 °C, а карбонитридных фаз типа Nb, Ti(C, N) ~650 °C) [7; 8].

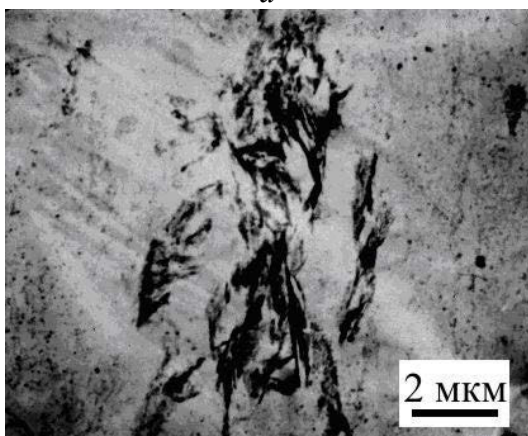
На рис. 1.6 *б* приведено темнопольное изображение в свете участка 1 на наиболее интенсивном интерференционном кольце  $111_{Cu}$  и на электронограмме. Видно, что в отражающем положении находится большое число крайне дисперсных частиц, расположенных, в основном, однородно по объему металла. Их можно интерпретировать как дисперсные выделения меди ( $\epsilon$ -фазы) на линиях дислокаций.



*а*



*б*



*в*

Рис. 1.5. Дисперсные выделения в стали (реплика):

*а* – микроструктура; *б* – темнопольное изображение, снятое с области Г, полученное в свете рефлекса  $200_{Nb, Ti(C, N)}$ ; *в* – микроструктура

Данные по размеру крупных частиц носят неполный характер. Статистику по размерам мелких частиц можно считать более объективной, поскольку крупные частицы размером больше 0,2 мкм (200 нм) не захвачены в реплику. Это связано с применением неглубокого травления с целью извлечь из сравнительно неглубокого слоя металла наиболее дисперсные частицы.

Анализ электронограмм, снятых с выделений дисперсных фаз в различных сталях, показывает, что они весьма подобны. Их индиферирование уместно продемонстрировать на примере электронограммы (рис. 1.6 в), содержащей наиболее полную дифракционную картину. Она имеет вид интерференционных колец, состоящих из отдельных сливающихся рефлексов от совокупности хаотически ориентированных частиц.

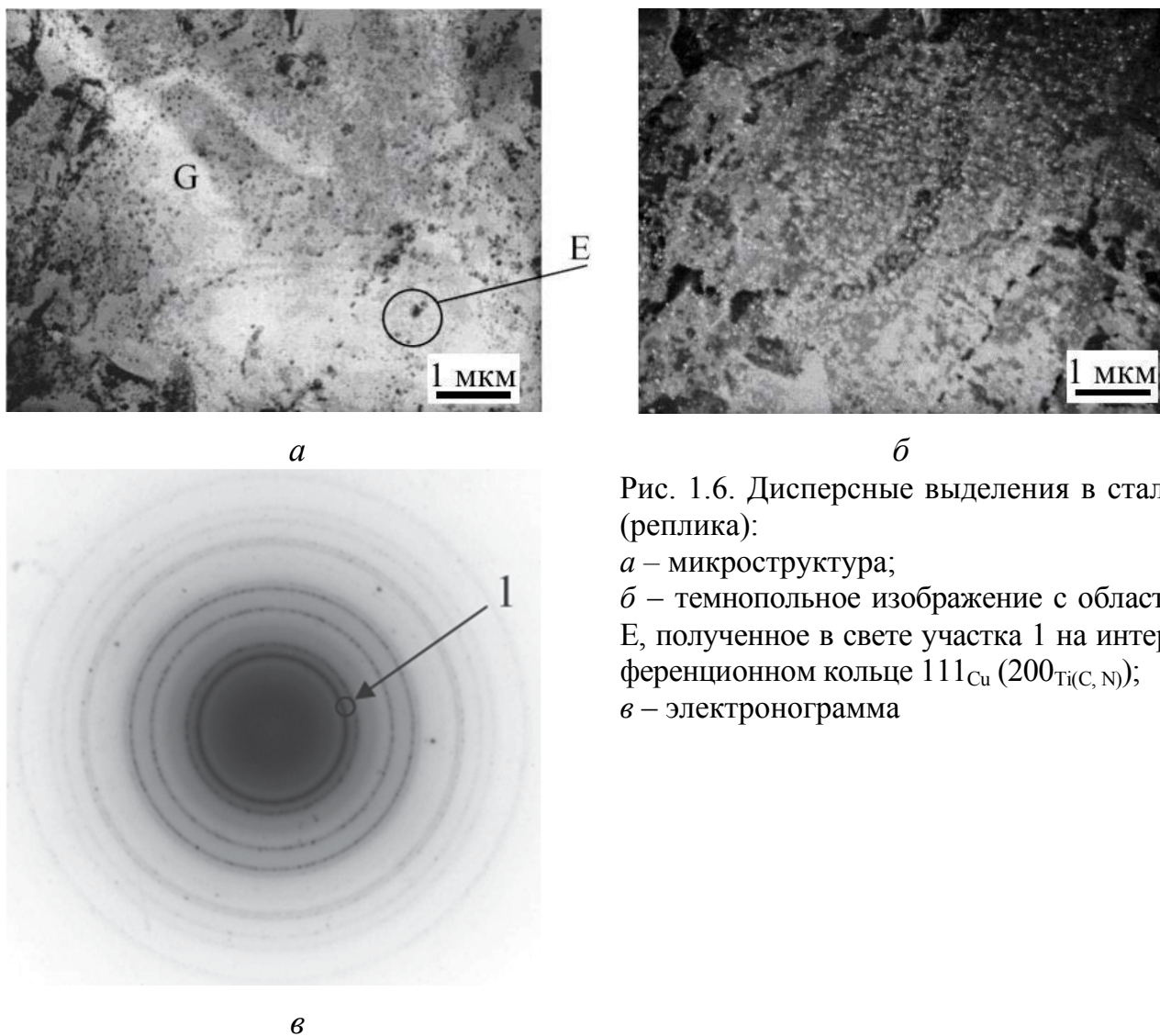


Рис. 1.6. Дисперсные выделения в стали (реплика):  
*а* – микроструктура;  
*б* – темнопольное изображение с области *Е*, полученное в свете участка 1 на интерференционном кольце  $111_{\text{Cu}}$  ( $200_{\text{Ti(C, N)}}$ );  
*в* – электронограмма

При анализе электронограммы на рис. 1.6 *в* можно выделить несколько линий, однозначно характеризующих чистую медь ( $\epsilon$ -фазу с ГЦК-решеткой и периодом  $a = 3,62 \text{ \AA}$ ) и комплексный карбонитрид  $\text{Ti(Nb)C}_3\text{N}$  [7]. Линии с межплоскостными расстояниями  $2,44 \text{ \AA}$  и  $1,49 \text{ \AA}$  являются отличительными для карбонитрида ниобия, обогащенного Ti [7]. Линия, отвечающая межплоскостному расстоянию  $1,79 \text{ \AA}$ , принадлежит исключительно меди ( $\epsilon$ -фазе). Для карбонитридных фаз линии с такими межплоскостными расстояниями отсутствуют. Остальные линии могут одновременно принадлежать меди и карбонитриду  $\text{Ti(Nb)C}_3\text{N}$ .

Микрорентгеновский спектральный анализ химического состава выделений, проведенный на тех же репликах, подтверждает, что частицы первого типа неправильной ограненной или округлой формы, размером  $400 \dots 500 \text{ \AA}$ , являются сложными карбонитридами с переменным отношением Nb/Ti. Они, очевидно, выделяются в ходе горячей деформации и при последующем охлаждении, в диапазоне температур  $1200 \dots 700 \text{ }^\circ\text{C}$ , по границам вытянутых зерен аустенита или в их объеме на линиях дислокаций.

Поскольку титан является более сильным карбонитридообразователем, чем ниобий, то в верхней части интервала температур  $T \sim 1200 \dots 1000 \text{ }^\circ\text{C}$  происходит выделение частиц карбонитридов, обогащенных Ti ( $\text{Nb/Ti} = 0,5$ ) (табл. 1.1). Они имеют ограненную форму и максимально возможный размер. При охлаждении атомы титана постепенно замещаются в решетке карбонитридов атомами ниобия, о чем говорит повышение отношения  $\text{Nb/Ti} \geq 7$  (табл. 1.1).

Микроспектральный анализ подтверждает, что частицы второго типа, размером  $100 \dots 200 \text{ \AA}$ , являются выделениями меди ( $\epsilon$ -фазы). Согласно спектрограммам, содержание меди в локальных объемах меняется от минимального ( $\sim 3 \%$ ) до максимального ( $\sim 20 \%$ ) (минимальное значение принималось за уровень фона, возникающего из-за подсвечивания атомов меди от деталей конструкции прибора). Значительное превышение над уровнем фона количества меди в других областях позволяет считать, что дисперсные частицы являются  $\epsilon$ -фазой, как это и установлено из расчета электроннограмм, снятых с них.

Таблица 1.1

Данные количественного рентгеноспектрального анализа содержания элементов (вес. %) в локальных областях реплик, от образцов сталей производителей *A* и *B*

Производитель	Участок	V	Cr	Cu	Ti	Nb	Nb/Ti
<i>A</i>	1	–	–	5,33	0,99	7,37	7,4
	2	0,25	0,77	11,03	0,33	2,53	7,6
<i>B</i>	1	–	0,39	9,55	2,58	1,85	0,5
	2	–	0,17	9,34	–	–	–

В стали *A* обнаружены локальные области, содержащие 0,10...0,25 % вес. ванадия. Это свидетельствует о наличии в данной стали частиц карбида ванадия, однако по размеру и форме частицы VC неотличимы от частиц  $\epsilon$ -фазы.

#### 1.4. Особенности разрушения трубных сталей класса прочности X80 (K65)

Важной особенностью этих сталей является, наряду с высокими прочностными свойствами, крайне высокий уровень трещиностойкости.

Наиболее распространенным методом оценки ресурса вязкости материала является построение серийных кривых по данным испытаний ударной вязкости, чаще всего на образцах Шарпи, при различных температурах, а для толстолистного материала – испытания падающим грузом (ИПГ). Кроме расчета энергетического параметра – удельной работы разрушения образца ( $KCV$ ) – проводится анализ поверхности изломов, что повышает объективность и снижает возможность инструментальных ошибок.

Отсюда в ряде отечественных и зарубежных нормативных документов, кроме условия минимального уровня ударной вязкости материала, заложено требование по параметрам поверхности изломов. Например, для горячекатаного проката (листа, труб, профилей) – по доле волокнистой (сдвиговой) составляющей в изломе.

Фрактографический анализ изломов включает в себя выделение зон на поверхности разрушения:  $L_C$  – сдвиговой (стабильного роста магистральной трещины) и  $L_B$  – волокнистой, где, как и в зоне  $L_C$ , происходит преимущественно вязкое разрушение (рис. 1.7) [9]. Замер их величины проводится в направлении распространения магистральной трещины на фрактограммах, полученных при десятикратном увеличении.



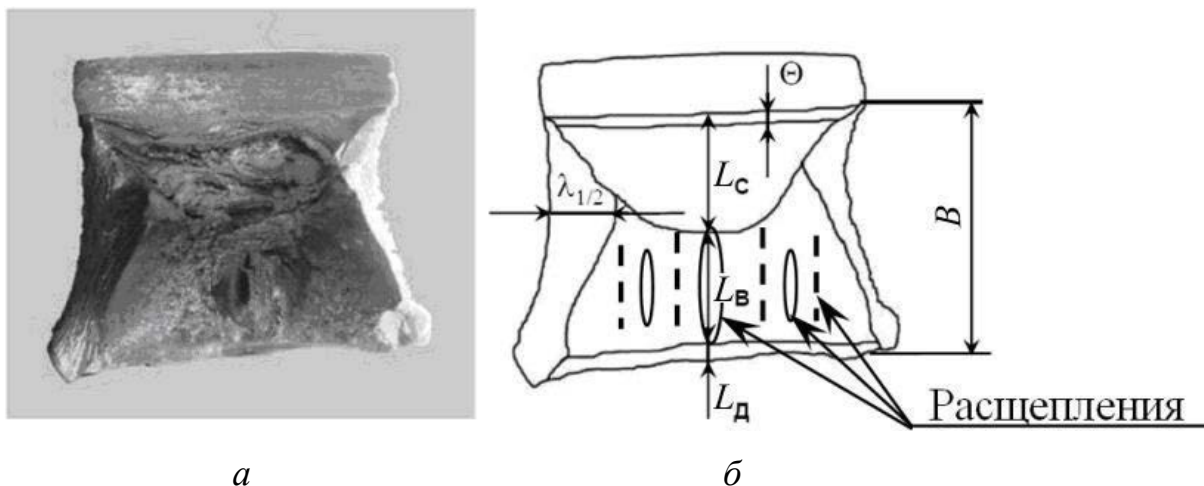


Рис. 1.7. Поверхность разрушения ударного образца, х3: *а* – макроструктура излома; *б* – схема расположения зон и расщеплений в изломе

Фрактографические исследования поверхностей изломов образцов Шарпи, вырезанных из металла различных производителей, показывают, что эти образцы имеют поверхность разрушения, характерную для очень вязких материалов. В частности, при разрушении происходит формирование сдвиговой зоны  $L_C$  (рис. 1.7), нетипичной для конструкционных сталей.

Хотелось бы отметить, что столь высокая вязкость этих сталей приводит к некоторым трудностям в определении трещиностойкости материала традиционными методами, так как образцы Шарпи не полностью разрушились, иногда даже при температурах испытания  $-60\text{ }^{\circ}\text{C}$ . Поэтому актуальным становится вопрос о поиске альтернативных способов оценки данного параметра.

Оценка размера зон показывает, что чувствительными к температуре испытания ( $T_{\text{исп}}$ ), а следовательно, к свойствам исследуемого материала (поведению в нем при нагружении различного рода дефектов), являются размеры зон однородного ( $L_C$ ), волокнистого ( $L_B$ ) разрушения и губ среза ( $\lambda$ ). Их изменение с понижением  $T_{\text{исп}}$  коррелирует с падением  $KCV$ .

В качестве одного из критериев вязкого разрушения, позволяющего оценить вероятность остановки вязкой трещины в трубах, можно рассматривать параметр  $L_C/B$  – относительную величину сдвиговой зоны в изломах образцов Шарпи, поскольку доминирующий вклад в торможение и остановку вязкой трещины вносит сдвиговая зона разрушения. Отношение линейных размеров

зон к высоте образца в месте надреза ( $B$ ) не зависит от его размера, т. е. обладает свойством подобия.

Исследования показали, что для разных производителей характерна разная динамика изменения значения относительного размера сдвиговой зоны ( $L_B/B$ ) при различных температурах испытания.

При рассмотрении соотношений размеров зон на поверхности изломов образцов разных сталей после серийных испытаний видно, что при  $T_{\text{исп}}$  до  $-40^\circ\text{C}$  параметры всех зон у образцов сохраняют постоянные значения.

При дальнейшем понижении  $T_{\text{исп}}$  до  $-60^\circ\text{C}$  происходит резкий скачок ( $\sim 30\%$ ) размеров зон: снижение  $L_C$  при примерно пропорциональном росте  $L_B$  по сравнению с таковыми при  $T_{\text{исп}} = -40^\circ\text{C}$ . При этом  $(L_C + L_B)$  остается приблизительно на том же уровне, но отношение  $L_B/L_C$  возрастает почти в 2 раза.

Это позволяет заключить, что имеется критическая температура ( $-60^\circ\text{C}$ ), при которой доминирующую роль в вязком разрушении начинает играть распространение магистральной трещины в волокнистой зоне.

При данной критической температуре (назовем  $T_{\text{кр}}$ ) относительная величина  $L_C/B$  составляет  $22\dots 25\%$  ( $B$  – высота образца в месте надреза). В [9]  $T_{\text{кр}}$  отождествляется для высоковязких ферритных сталей с температурой вязкохрупкого перехода ( $T_{\text{хр}}$ ), с чем согласиться нельзя, поскольку, как будет показано дальше, для сталей класса K65 (X80)  $T_{\text{хр}}$  располагается заметно ниже.

Размер зон  $\Theta$  и  $L_D$  практически не изменяется с  $T_{\text{исп}}$ , тогда как уменьшение размера губ среза  $\lambda$  при снижении  $T_{\text{исп}}$  коррелирует с падением  $L_C$ . В размер этих трех зон вносит вклад инструментальный фактор [10]: вследствие близости поверхности в этих зонах формируется плоское напряженное состояние, как и в зоне  $\Theta$ , что обеспечивает даже в образцах с пониженной вязкостью разрушение по сдвиговому механизму.

$L_C$  и  $L_B$  «прикрыты» со всех сторон этими зонами, так что они в наибольшей степени отражают свойства испытуемого материала. Отсюда вытекает, что  $L_C/B$  может трактоваться как фрактографический критерий вязкого разрушения, позволяющий оценить возможность торможения и остановки вязкой трещины.

Допустимо ожидать корреляции между  $L_C/B$  и  $KCV$ , исходя из следующих моментов:

- величины  $\Theta$  и  $L_D$  – практически константы, поскольку слабо зависят от  $T_{исп}$  и дают постоянный вклад в величину  $KCV$ ;
- значения  $L_C$ ,  $L_B$  и  $\lambda$  со снижением  $T_{исп}$  изменяются почти пропорционально ( $L_C$  и  $\lambda$  падают при росте  $L_B$ ).

На рис. 1.8 представлено поле корреляции  $KCV - L_C/B$  для образцов из исследованных сталей. Для повышения статистической достоверности (увеличения объема выборки) здесь приведены характеристики образцов тех же сталей, термообработанных по режимам:

- 1) закалка после неполной аустенитизации ( $T_n = 860$  °С,  $\tau_n = 0,5$  ч);
- 2) ступенчатая закалка ( $T_n = 860$  °С,  $\tau = 0,5$  ч + переохлаждение на  $680$  °С с изотермической выдержкой  $2 \dots 10$  мин + охлаждение в воде);
- 3) нагрев в межкритический интервал температур ( $T_n = 750$  и  $800$  °С,  $\tau = 0,5$  ч с последующим охлаждением в воде или на воздухе).

Как видно на рис. 1.8, проведение термообработки по всем изученным режимам, кроме прямой закалки с  $860$  °С, привело к заметному снижению  $KCV$  и  $L_C/B$  сталей, что позволяет изучить структурные состояния не только после контролируемой прокатки.

Экспериментальные точки на рис. 1.8 можно отобразить в виде двух полос разброса, расположенных выше и ниже  $L_C/B = 22$  % и описываемых, соответственно, уравнениями регрессии:

$$KCV = 153 + (4,2 \pm 0,1) L_C/B, \quad (1.5)$$

$$KCV = 71 + (8,0 \pm 0,1) L_C/B, \quad (1.6)$$

где  $KCV$  в Дж/см<sup>2</sup>,  $L_C/B$  в %.

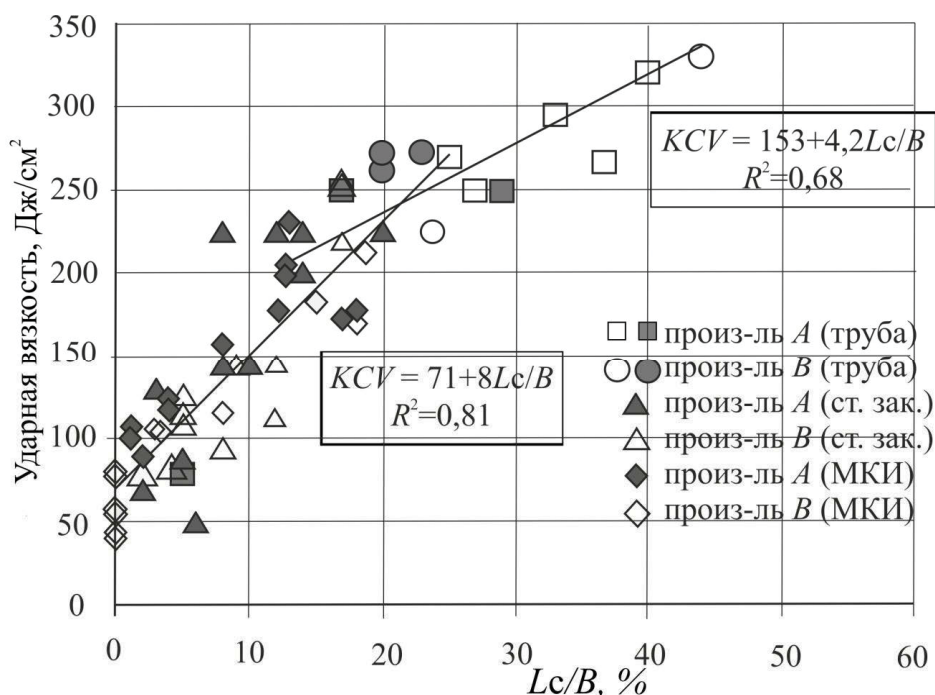


Рис. 1.8. Соотношение между  $KCV$  и  $L_c/B$

Высокие значения среднеквадратичного отклонения свидетельствуют об удовлетворительной корреляции между рассматриваемыми параметрами.

Из уравнений (1.5) и (1.6) следует, что увеличение  $L_c/B$  на 1 % обеспечивает прирост  $KCV$  на  $\sim 4,2$  Дж/см<sup>2</sup> (при  $L_c/B > 22$  %) и на  $\sim 8$  Дж/см<sup>2</sup> (при  $L_c/B < 22$  %). Последнее реализуется при более низких температурах испытаний или в состояниях с пониженной вязкостью.

Наконец, при  $KCV \leq 80$  Дж/см<sup>2</sup> зона вязкого разрушения в изломе практически исчезает ( $L_c/B \approx 1 \dots 2$  %), что соответствует вязкохрупкому переходу. У термообработанных образцов сталей такой переход наблюдается при  $T_{исп} = -40$  °С и даже  $-10$  °С (после обработки в МКИ), а для металла листов, полученных КП, при  $T_{исп}$  ниже  $-80$  °С.

Использование критерия  $L_c/B > 22$  % при  $T_{исп} = -40$  °С дает возможность оценки трещиностойкости на недоломанных образцах, часто встречающихся при ударных испытаниях высоковязких сталей. Эта проблема, обусловленная физической природой исследуемого материала и самой методикой испытаний, не поддается решению инструментальным путем: увеличением мощности копра (повышением скорости падения маятника или его массы), изменением геометрии образца или надреза на нем. Фрактографический анализ позволяет

определять ресурс вязкости сталей на образцах даже малого размера ( $L_C/B$  отвечает принципу подобия) на копрах сравнительно невысокой мощности, поскольку недоломанная область образцов Шарпи обычно приходится на зону  $L_D$ .

Второй особенностью данного класса сталей является образование в изломе образцов и изделий вторичных трещин расщеплений (РЩ), распространяющихся перпендикулярно плоскости магистральной трещины.

РЩ называют особый тип очаговых трещин, которые могут появиться на поверхности изломов после испытаний на растяжение, ударный изгиб, статическую трещиностойкость, падающим грузом, а также при вязком распространении трещины в современных трубах большого диаметра [11–15].

Возникновение РЩ в современных сталях, в большинстве случаев, не связано с неметаллическими включениями в стали, а обусловлено особенностями формирования микроструктуры при прокатке листа [12–15], что определяет их строго определенную ориентацию вдоль направления прокатки листа (рис. 1.9 *а*).

В изломе образцов Шарпи и компактных образцов, применяемых для исследования статической трещиностойкости, РЩ, как правило, находятся целиком в волокнистой зоне  $L_B$  и редко «заходят» в сдвиговую зону или зону усталостной трещины (рис. 1.9).

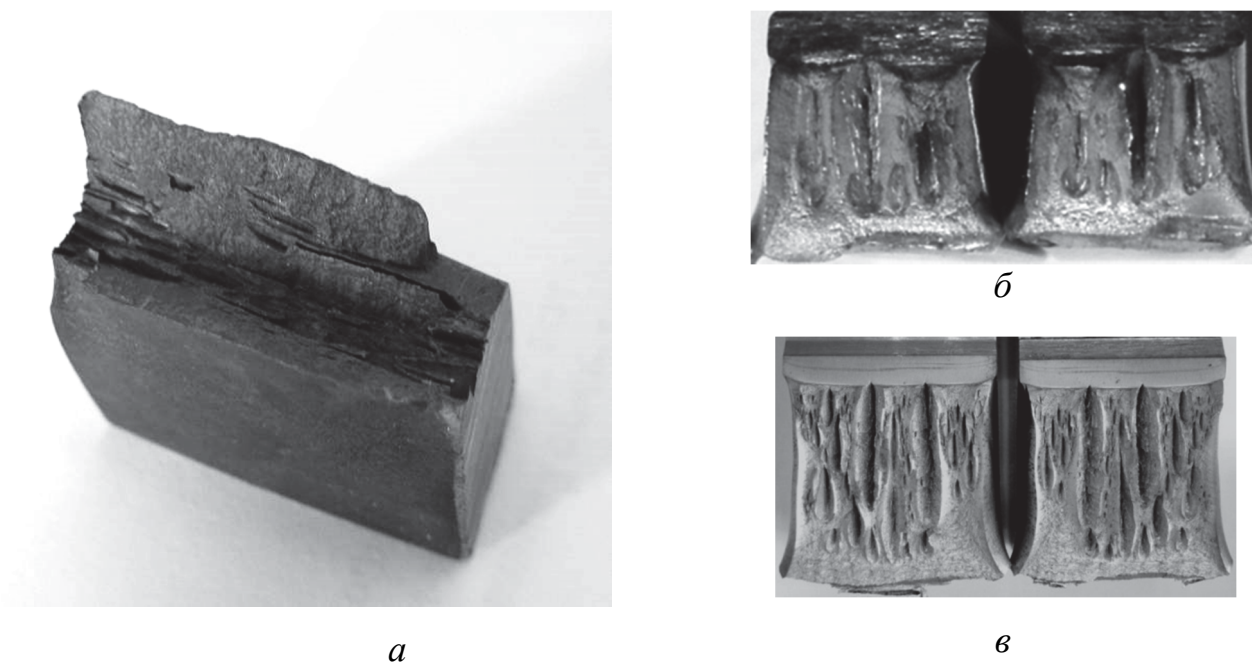


Рис. 1.9. Расщепления на поверхности разрушения: *а* – трубы после полигонных испытаний; *б* – образца Шарпи после испытаний на ударный изгиб; *в* – компактного образца после испытаний на трехточечный изгиб

Установлено, что в рельефе боковых поверхностей РЩ имеется значительная доля хрупкой составляющей (рис. 1.10). В то же время в окрестностях РЩ и между ними наблюдается чисто вязкий чашечный излом, подобный тому, который формируется в сдвиговой зоне.

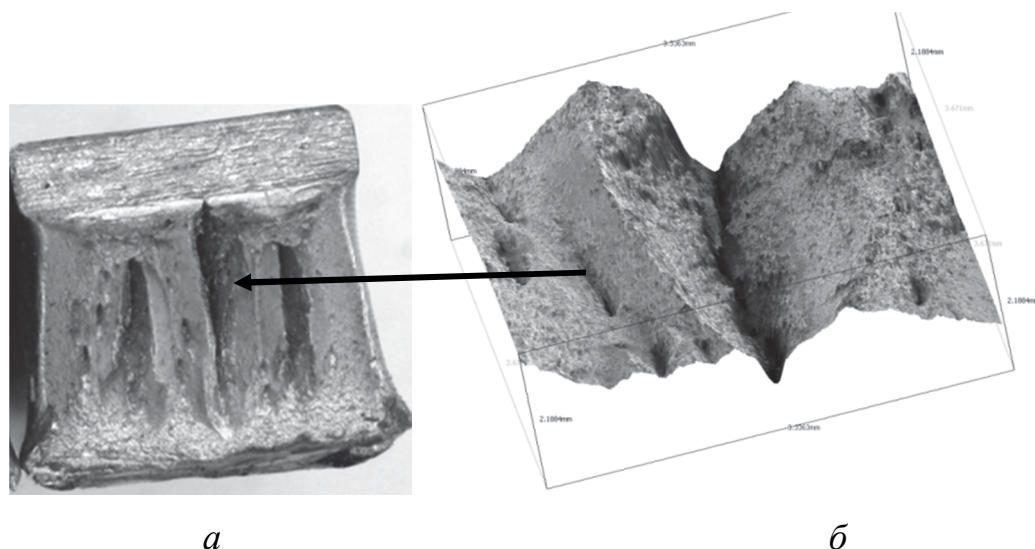


Рис. 1.10. Поверхность разрушения (а), 3D-модель поверхности излома (б) образца Шарпи ( $T_{исп} = -60\text{ }^{\circ}\text{C}$ )

Раскрытие этих вторичных трещин происходит под действием растягивающих упругих напряжений, возникающих в металле в условиях плоской деформации. Так как РЩ залегают близко к поверхности листа и вытянуты вдоль направления прокатки, то за их возникновение ответственна растягивающая компонента напряжений  $\sigma_z$ , нормальная к поверхности листа (вдоль  $z$ -направления).

В образце Шарпи такая область с максимальной  $\sigma_z$  формируется в середине волокнистой зоны  $L_v$  [11], а в образце на растяжение – в центре шейки, где и возникают первые наиболее крупные расщепления.

Образование трещины приводит к радикальному перераспределению упругих напряжений и их релаксации [16]. Поскольку РЩ – это, в первую очередь, «реакция» на действие  $\sigma_z$ , возникновение РЩ влечет за собой глубокую релаксацию этой компоненты поля напряжений (и других ее составляющих, в определенной степени) и образование релаксированной зоны вокруг каждой такой



очаговой трещины (рис. 1.11). Можно ожидать контакта релаксированных зон и даже их перекрытия, как показано на рис. 1.11.

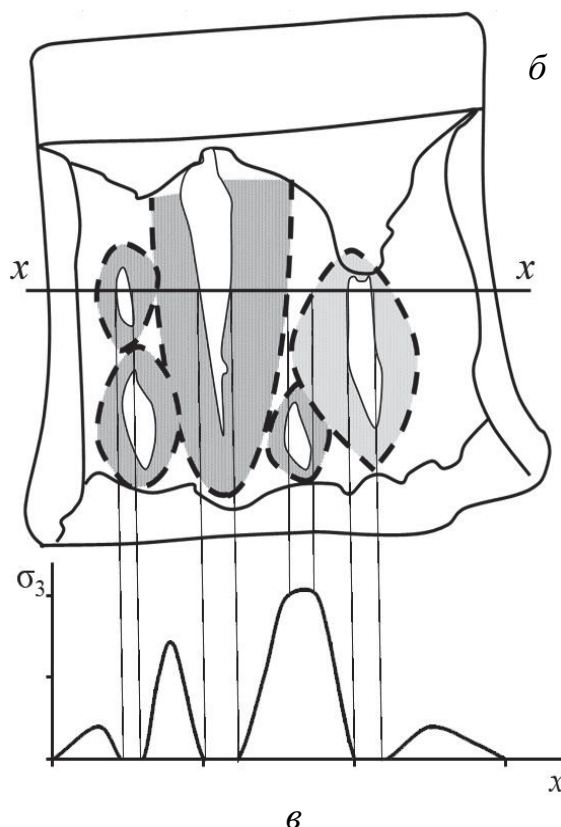
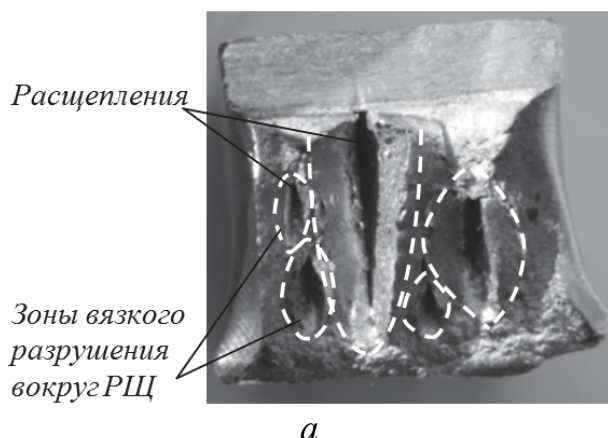


Рис. 1.11. Расщепления на поверхности разрушения: *а* – в образце Шарпи после испытаний на ударный изгиб; *б* – схема РЩ и зон релаксации компоненты  $\sigma_3$  (вязкого разрушения) вокруг них; *в* – схема распределения компоненты напряжений  $\sigma_3$  в сечении  $x$ - $x$  образца Шарпи

В результате при движении в направлении, перпендикулярном плоскости залегания РЩ, от середины (центра) излома образца Шарпи к периферии, происходит осцилляция  $\sigma_3$  с постепенным ее угасанием к краю зоны  $L_v$ , граничащей с губами среза (рис. 1.11 *в*). В областях между расщеплениями, где  $\sigma_3$  приближается к нулю, формируется плосконапряженное состояние, характерное для зон, где наблюдается чашечный рельеф (губ среза, долома и др.). В этом плане РЩ способствует сохранению макровязкого характера разрушения металла.

Размер релаксированной зоны вокруг расщепления зависит от природы материала, масштабного фактора, температуры испытания и т. д.

При фрактографическом анализе изломов образцов после различных типов механических испытаний оценивались следующие параметры расщеплений:

1) площадь, занимаемая ими на поверхности излома  $S_{рщ}$ , принимая, что форма РЩ близка к эллипсовидной:

$$S_{\text{рщ}} = \pi \cdot l_{\text{рщ}} \cdot b_{\text{рщ}} \cdot n / 4, \quad (1.7)$$

где  $l_{\text{рщ}}$  и  $b_{\text{рщ}}$  – длина и ширина отдельных расщеплений, соответственно,  $n$  – их число;

2) относительное количество  $n_{\text{отн}}$  (исходя из того, что рост РЩ происходит путем объединения мелких расщеплений):

$$n_{\text{отн.}} = \Sigma l_{\text{рщ}} / l_{\text{рщ}}^{\min}, \quad (1.8)$$

где  $\Sigma l_{\text{рщ}}$  – суммарная длина всех расщеплений,  $l_{\text{рщ}}^{\min}$  – длина минимального расщепления на поверхности излома данного образца;

3) плотность расщеплений  $\rho_{\text{рщ}}$ :

$$\rho_{\text{рщ}} = n_{\text{отн.}} / S_{\text{LB}}, \quad (1.9)$$

где  $S_{\text{LB}}$  – площадь волокнистой зоны  $L_{\text{B}}$ .

Вследствие того, что определить с высокой точностью  $S_{\text{рщ}}$  сложно, при оценке интенсивности этого процесса параметр  $\rho_{\text{рщ}}$  представляется более объективным, чем  $S_{\text{рщ}}$ .

Статистика показала, что первые РЩ в изломах образцов большинства сталей появляются в зоне  $L_{\text{B}}$  при  $T_{\text{исп}} = -40$  °С, у некоторых при  $-20$  °С, и при понижении  $T_{\text{исп}}$  вплоть до  $-60$  °С включительно их плотность и площадь интенсивно возрастают (рис. 1.12 а). Стали имеют сходные зависимости  $KCV$  от температуры испытаний в интервале от  $+20$  до  $-90$  °С. Высокие значения  $KCV$  ( $> 300$  Дж/см<sup>2</sup>) при  $T_{\text{исп}}$  от  $-20$  до  $+20$  °С соответствуют практически постоянной величине  $L_{\text{B}}/B$  на уровне 55...60 %, а снижение  $KCV$  сопровождается ростом  $L_{\text{B}}/B$  вплоть до  $T_{\text{исп}} = -60$  °С (рис. 1.12 б). При  $T_{\text{исп}} = -90$  °С зона  $L_{\text{B}}$  исчезает, и на поверхности излома появляется область хрупкого скола.

Морфология РЩ (форма и расположение на поверхности) одинакова во всех рассматриваемых сталях.

Как видно на поверхности излома (рис. 1.9), укрупнение РЩ происходит в окрестностях центра образца, где располагаются РЩ длиной  $l_{\text{рщ}} \approx L_{\text{B}}$  и действуют максимальные растягивающие напряжения  $\sigma_3$ , перпендикулярные к оси РЩ (направлению прокатки листа).



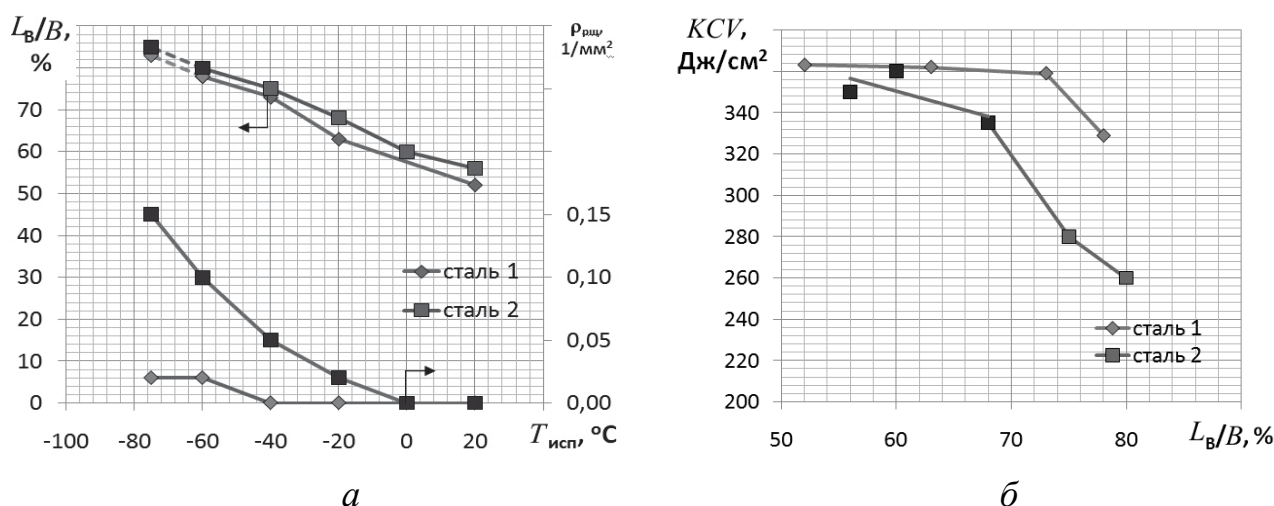


Рис. 1.12. а – влияние температуры испытаний на относительную длину зоны  $L_B/B$ ; б – соотношение  $KCV-L_B/B$  образцов Шарпи сталей класса X80 (K65)

Между крупными (или средними) РЩ имеются цепочки мелких, которые также типичны для периферии зоны  $L_B$  со стороны губ среза. Расположение мелких РЩ в виде строчек, параллельных направлению распространения МТ, как и вытянутость всех РЩ вдоль этого направления, позволяет предполагать, что их рост происходит путем слияния отдельных РЩ в строчках, при разрушении перемычек между ними, и одновременном утолщении (расширении), при смещении их берегов на расстояния, примерно пропорциональные удлинению.

Близость характеристик разрушения (величины и температурного хода  $KCV$ ,  $L_B$ ,  $S_{рщ}$  и  $\rho_{рщ}$ ) сталей класса X80 различных производителей позволяет считать, что некоторые различия между параметрами РЩ ( $l_{рщ}$  и  $b_{рщ}$ ) при одинаковых  $T_{исп}$  находятся в пределах статистического разброса, что дает возможность рассматривать их совместно и находить общие тенденции их изменения при снижении  $T_{исп}$ .

При  $T_{исп} = -40 ^\circ C$  в образцах большинства сталей создаются оптимальные условия для возникновения и роста РЩ, что проявляется в наибольших значениях количества и ширины крупных и, в особенности, средних РЩ.

Абсолютные значения параметра  $L_B/B$  и его температурный ход для образцов всех сталей близки (рис. 1.13). Кривые  $KCV-L_B/B$  обычно состоят из двух участков (рис. 1.13 б). Примечательно, что начало второго участка совпадает с появлением первых РЩ в изломе образцов Шарпи.

Эволюцию геометрических размеров расщеплений можно оценить по углу их раскрытия  $\delta_{рщ}$ , который является косвенным показателем способности материала к пластической деформации (релаксации напряжений).

Тождественность в морфологии, характере распределения, эволюции РЩ в образцах, разрушенных по различным видам и скоростям нагружения, отображает физическую общность механизмов образования и роста РЩ.

По своей природе разрушение в волокнистой зоне является вязким и типичным для большинства конструкционных сталей. Относительно высокая величина  $L_B/B$  не свидетельствует о пониженной трещиностойкости сталей без анализа параметров расщеплений в этой зоне.

Особенностью данных сталей является то, что в условиях плоскодеформированного состояния в металле реализуется экстремальный способ снятия напряжений – посредством образования вторичных трещин в плоскостях, перпендикулярных плоскости магистральной трещины. Это, в свою очередь, приводит к разделению массивного образца на несколько тонких, каждый из которых деформируется в условиях плосконапряженного состояния.

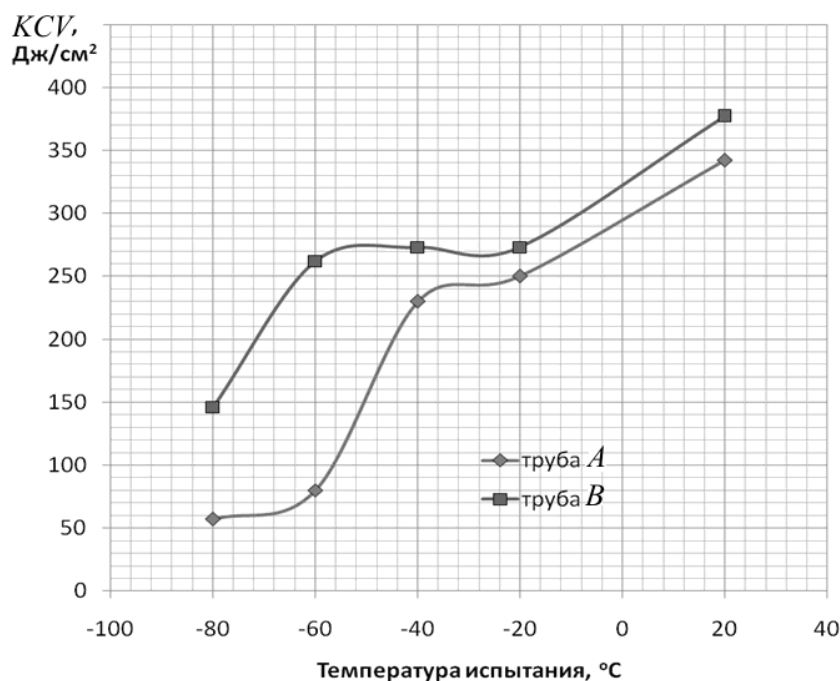


Рис. 1.13. Серийные кривые ударной вязкости сталей класса K65 (X80)

В результате макровязкий характер излома сохраняется, что выливается в более плавное снижение ударной вязкости, как показано на рисунке 1.13.

### **Контрольные вопросы к главе 1**

1. Каковы типичные составы высокопрочных сталей? В чем особенность комплекса механических свойств высокопрочных сталей?
2. В чем заключается технология получения сталей с феррито-бейнитной (феррито-мартенситной) структурой? Каков вклад каждой структурной составляющей и сверхмелкого зерна в комплекс механических свойств?
3. Каковы особенности дисперсных фаз (карбонитриды,  $\epsilon$ -фаза) в данных сталях? Какова роль дисперсных фаз, их морфология, температурный интервал выделения, вклад в механические свойства?
4. Что такое «трещиностойкость сталей» и факторы ее определения?
5. В чем заключается фрактографическая диагностика трещиностойкости высокопрочных строительных сталей?

## Список библиографических ссылок к главе 1

1. Арабей А. Б. Развитие технических требований к металлу труб магистральных газопроводов / А. Б. Арабей // Изв. ВУЗов. Черная металлургия. 2010. № 7. С. 3–10.
2. Пышминцев И. Ю. Особенности структуры и свойств опытных партий труб категории прочности К65 (Х80), изготовленных для комплексных испытаний / И. Ю. Пышминцев [и др.] // Наука и техника в газовой промышленности. 2009. № 1. С. 56–61.
3. Настич С. Ю. Металловедческое обоснование производства толстолистового проката, предназначенного для перспективных проектов магистральных трубопроводов ОАО «Газпром» / С. Ю. Настич, Ю. Д. Морозов, О. Н. Чевская, В. И. Изотов // Наука и техника в газовой промышленности. 2011. № 4. С. 53–62.
4. Казаков А. А. Методика оценки ликвационной полосы листового проката / А. А. Казаков [и др.] // Черные металлы. 2009. № 12. С. 17–22.
5. Фарбер В. М. Структурные механизмы релаксации напряжений при холодной пластической деформации : сб. науч. трудов. «Проблемы нанокристаллических материалов» / В. М. Фарбер, О. В. Селиванова. Екатеринбург : УрО РАН, 2002. С. 207–223.
6. Фарбер В. М. Влияние высокотемпературной деформации и последующей выдержки на структуру низколегированных строительных сталей / В. М., Фарбер, Н. Н. Кушнарченко, Ю. Е. Фрейдензон [и др.] // ФММ. 1976. Т. 41. № 4. С. 834–848.
7. Гольдштейн М. И. Дисперсионное упрочнение стали / М. И. Гольдштейн, В. М. Фарбер. М. : Металлургия, 1979. 208 с.
8. Океда Х. Медьсодержащие конструкционные стали. / Х. Океда, С. Секино, Т. Мурота // Медь в черных металлах: под ред. И. Ле Мая, А. М.-Д. Шетки. М. : Металлургия, 1988. 312 с.
9. Ботвина Л. Р. Кинетика разрушения конструкционных материалов / Л. Р. Ботвина. М. : Наука, 1989. 230 с.

10. Фридман Я. Б. Механические свойства металлов : Ч. I / Я. Б. Фридман // Деформация и разрушение. М. : Машиностроение, 1974. 472 с.
11. Фрактографическая диагностика трещино-стойкости труб группы прочности X80 (K65) по результатам испытаний ударной вязкости: сб. докл. / В. М. Фарбер [и др.]. Челябинск : РосНИТИ. Труды XVIII Межд. науч.-техн. конф. «Трубы-2010». 2010. С. 108–116.
12. Пышминцев И. Ю. Структура и свойства низкоуглеродистых сталей, подвергнутых пневматическим испытаниям / И. Ю. Пышминцев [и др.] // Сталь. 2011. № 2. С. 75–81.
13. К вопросу определения трещиностойкости современных трубных сталей класса прочности K65 : сб. докл. / Е. Р. Насыбулина [и др.]. Челябинск : РосНИТИ. Труды XVIII Межд. науч.-техн. конф. «Трубы-2010» 2010. С. 122–126.
14. Влияние структурной неоднородности на механические свойства и характеристики работоспособности высокопрочных трубных сталей класса прочности X70-X100 : сб. докл. / В. В. Орлов [и др.]. Челябинск : РосНИТИ. Труды XVIII Межд. науч.-техн. конф. «Трубы-2010». 2010. С. 67–77.
15. Mannucci G. Control of ductile fracture propagation in X80 gas linepipe / G. Mannucci, G. Demofonti // Int. Pipeline Technology Conf.: thesis proceedings. Beijing. 2010. P. 86–115.
16. Макклинтон Ф. Деформация и разрушение материалов / Ф. Макклинтон, А. Аргон. М. : Мир, 1970. 443 с.

## Глава 2. ЭЛЕКТРОТЕХНИЧЕСКАЯ АНИЗОТРОПНАЯ СТАЛЬ. ИСТОРИЯ РАЗВИТИЯ. СОВРЕМЕННОЕ СОСТОЯНИЕ

**Ключевые слова:** трансформатор, магнитопровод, технический сплав Fe-3%Si, электротехническая анизотропная сталь, магнитная индукция, удельные магнитные потери, доменная структура, текстура, текстура Госса (110)[001], холодная прокатка, мезоструктура деформации, полосы деформации, переходные полосы, деформационные двойники, полосы сдвига, первичная рекристаллизация, собирательная рекристаллизация, вторичная рекристаллизация, специальная разориентация, специальная граница.

### **Основные термины и определения**

*Магнитная индукция (magnetic flux density, magnetic induction)* – векторная величина, дивергенция которой внутри и вне какой-либо среды равна нулю и значение которой вне среды определяет часть силы Лоренца, пропорциональную скорости движения носителя заряда. Иными словами, интенсивность магнитного потока, которая условно представляется в виде концентрации линий магнитного поля, проходящих через единицу площади сечения замкнутого контура.

*Напряженность магнитного поля (magnetic field strength)* – векторная величина, вихрь которой равен плотности полного тока.

*Ферромагнетизм (ferromagnetism)* – явление, заключающееся в том, что в определенных областях (доменах) магнитные моменты, вследствие взаимодействия, практически ориентированы в одном и том же направлении; при воздействии внешнего магнитного поля ориентация магнитных доменов в направлении этого поля увеличивается.

*Домен (domain)* – область в магнитном веществе, имеющая самопроизвольную намагниченность, практически одинаковую по величине и направлению.

*Кривая намагничивания (magnetization curve)* – кривая, представляющая зависимость магнитной индукции, намагниченности вещества или магнитной поляризации от напряженности магнитного поля.

*Магнитные потери (magnetic losses)* – мощность, забираемая магнитным веществом из электромагнитного поля и рассеиваемая в виде тепла.

*Текстура (texture)* – преимущественная ориентация кристаллической решетки зерен в поликристаллах или молекул в твердых или аморфных телах (жидких кристаллах, полимерах) относительно внешней системы координат, приводящая к анизотропии свойств материалов.

## 2.1. Введение

В современном мире человек каждый день использует сотни устройств, характеризующиеся огромными вариациями основных электросиловых параметров, что приводит к необходимости постоянного преобразования электроэнергии. Простейшим устройством, преобразующим энергию, является трансформатор.

Трансформатор (от лат. *transformo* – преобразовывать) – статическое (не имеющее подвижных частей) электромагнитное устройство, предназначенное для преобразования, посредством электромагнитной индукции, системы переменного тока одного напряжения в систему переменного тока другого напряжения при неизменной частоте и без существенных потерь мощности.

Трансформатор состоит из одной (автотрансформатор) или нескольких изолированных проволочных обмоток, охватываемых общим магнитным потоком, намотанных, как правило, на магнитопровод (сердечник) из ферромагнитного магнитомягкого материала. Поскольку этот материал определяет свойства трансформатора в целом, к нему предъявляются жесткие требования по условиям эксплуатации: 1) легкость намагничивания и перемагничивания (т. е. высокие значения магнитной проницаемости); 2) высокие значения магнитной индукции; 3) минимальные потери при перемагничивании. Выполнение первых двух требований определяет размеры и вес электрических обмоток и магнитных сердечников трансформаторов [1]. Минимальные потери на перемагничивание определяют коэффициент полезного действия трансформаторов и их рабочую температуру.

В настоящее время основным материалом, применяемым для изготовления магнитопроводов и магнитоактивных частей разнообразных электротехниче-

ских устройств, является электротехническая анизотропная сталь (то же, что и ЭАС, трансформаторная сталь, технический сплав Fe-3%Si, *GOSS*, *GO*, *CGO*, *RGO*, *Hi-B*). К концу первого десятилетия XXI века более 2 миллионов тонн ЭАС в год производится 11 крупнейшими металлургическими холдингами на 17 площадках: *Nippon Steel Corporation* на двух заводах (на островах Явата и Хирохата) и *JFE Steel Corporation* в Японии; *AK* и *Allegheny Ludlum* в США, *ThyssenKrupp Electrical Steel EBG GmbH* в Германии (г. Гильзенкирхен), на *Ugine* во Франции, на *Ramond* в Индии; *Arcelor Mittal* в Чехии (*Válcovny Plechu*), в Польше (*Stalproduct*, г. Бохня), в Бразилии (*Acesita*); *Posco* – в Южной Корее; *WISCO* (г. Ухань) и *BAO Steel* (г. Шанхай) – в Китае; *Cogent* в Великобритании (*ORB*, г. Нью-Порт); НЛМК на комбинате в г. Липецк и заводе «ВИЗ–Сталь» (г. Екатеринбург) в России.

Высокие магнитные свойства ЭАС обеспечиваются наличием в ней совершенной кристаллографической текстуры  $\{110\}<001>$  (ребровая текстура, текстура Госсса), при которой практически все кристаллиты имеют плоскость  $\{110\}$ , параллельную поверхности полосы, и ось  $<001>$  (направление легкого намагничивания), расположенную вдоль направления прокатки. Магнитные характеристики ЭАС сильно зависят от ее толщины, размеров зерна, удельного электросопротивления, поверхностного покрытия, чистоты стали и т. п.

Формирование текстуры Госсса в ЭАС происходит на одном из завершающих этапов ее обработки – высокотемпературном отжиге в процессе вторичной рекристаллизации (аномального роста зерен), которому предшествует достаточно сложная последовательность технологических операций, определяющая изменения как структуры, так и текстуры стали. Несмотря на более чем вековую историю развития ЭАС, процессы преобразования ее структуры и, в особенности, текстуры на различных этапах производства остаются до конца не понятыми (в первую очередь это касается вторичной рекристаллизации).

В этой главе излагается достаточно полная информация по вопросам, касающимся развития ЭАС, основных технологий ее производства, а также взаимосвязи структуры и магнитных свойств готовой стали.



## **2.2. Электротехническая анизотропная сталь**

### **как магнитно-мягкий материал**

#### **2.2.1. Классификация материалов в зависимости от их магнитных свойств**

В зависимости от магнитных свойств все материалы разделяют на: 1) парамагнетики; 2) диамагнетики; 3) магнетики с сильным обменным взаимодействием, к которым относятся ферромагнетики, а также антиферромагнетики и ферримагнетики. Парамагнетики, при помещении их во внешнее магнитное поле, намагничиваются слабо, причем вектор их собственного магнитного поля совпадает с вектором внешнего магнитного поля. Диамагнетики, помещенные во внешнее магнитное поле, намагничиваются так же слабо, как и парамагнетики, но вектор их собственного магнитного поля направлен против вектора внешнего магнитного поля.

Главным отличием ферромагнетиков от двух предыдущих групп магнитных материалов является их способность к очень сильному намагничиванию при совпадении вектора их собственного магнитного поля с вектором внешнего магнитного поля. Каждый атом, находящийся в кристаллической решетке ферромагнетика, обладает собственным магнитным моментом, то есть является, по сути, небольшим постоянным магнитом. В обычном, ненамагниченном состоянии магнитные моменты атомов ферромагнетика хаотично разориентированы в пространстве. При помещении ферромагнетика во внешнее магнитное поле магнитные моменты атомов ориентируются параллельно как друг другу, так и внешнему магнитному полю, что и приводит к намагничиванию самого ферромагнетика (рис. 2.1).

Из всех указанных типов материалов наибольшую распространенность в качестве магнитных получили именно ферромагнетики вследствие своей способности к сильному намагничиванию. Наиболее типичными представителями ферромагнетиков являются железо, кобальт, никель, редкоземельные металлы (Gd, Dy, Tb, Ho, Er, Tm и т. п.) и сплавы на их основе. Железо, самый распространенный ферромагнетик, обладает двумя типами магнетизма: до 768 °С оно ферромагнитно, выше 768 °С – парамагнитно. Температура перехода из ферро-

магнитного в парамагнитное состояние называется точкой Кюри и имеет различные значения для разных ферромагнетиков.

### 2.2.2. Доменная структура ферромагнетиков. Намагничивание твердых тел. Петля гистерезиса

Ферромагнетик, помещенный во внешнее магнитное поле, способен быстро и сильно намагничиваться, то есть создавать собственное магнитное поле. Согласно современной теории ферромагнетизма, основная особенность ферромагнитных веществ заключается в том, что в силу их ярко выраженных магнитных свойств отдельные микрообъемы структуры материала способны к самопроизвольному намагничиванию до насыщения. Такие микрообъемы называются доменами.

Рассмотрим причину разбиения ферромагнетика на домены. Для этого выделим внутри него область  $A$  (рис. 2.2 *а*) и предположим, что под влиянием обменных сил магнитные моменты всех атомов этой области выстроились параллельно друг другу, как показано на рис. 2.1. Область  $A$  будет намагничена до насыщения.

Теперь, если бы в области  $B$ , лежащей ниже  $A$  (рис. 2.2 *а*), магнитные моменты атомов расположились так же, как и в области  $A$ , то в соседстве оказались бы два магнита, соприкасающиеся одноименными полюсами (рис. 2.2 *б*). Такое состояние является неустойчивым, так как ему соответствует максимум энергии магнитного взаимодействия. Более устойчивым будет состояние, при котором магнитные поля соприкасающихся областей смыкаются, т. е. соседние области кристалла намагничены противоположено друг другу (рис. 2.2 *в*). Однако даже в этом случае энергия магнитного взаимодействия не будет минимальной, поскольку ферромагнетик вынужден поддерживать собственное магнитное поле во внешнем пространстве (рис. 2.1 *в*). Для устранения этого недостатка, помимо основных, больших доменов, формируется система малых замыкающих доменов (рис. 2.3 *а*), в результате чего магнитное поле замыкается внутри ферромагнетика, а энергия магнитного взаимодействия становится минимальной.

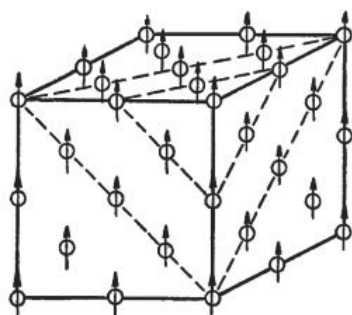


Рис. 2.1. Спонтанное намагничивание ферромагнетика [2]

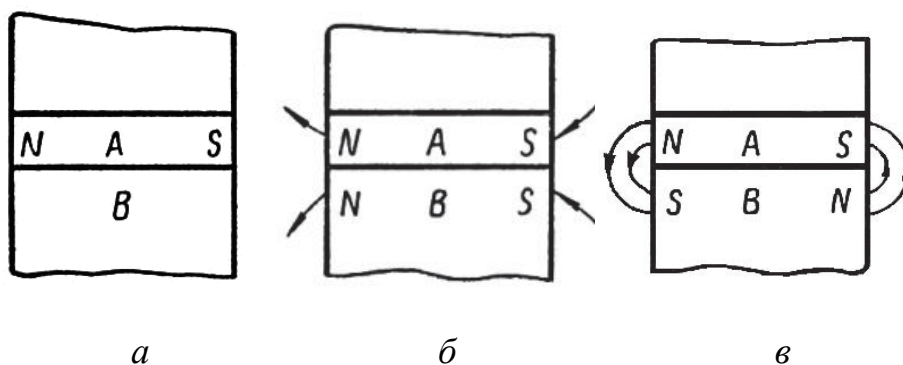
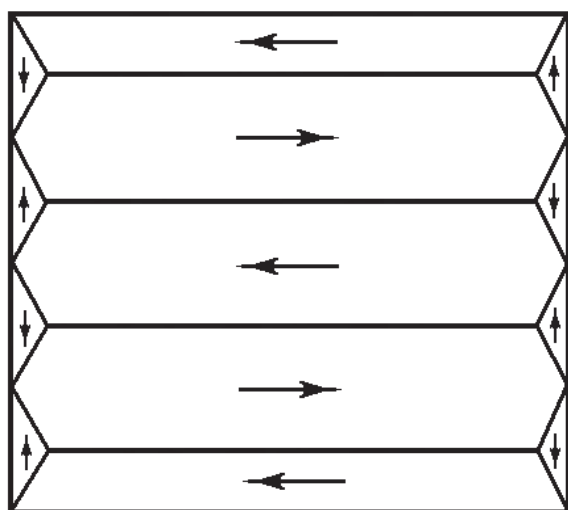


Рис. 2.2. Деление ферромагнетика на домены [2]: *а* – появление области *А* (домена) определенной магнитной ориентации; *б* – запрещенная ориентация соседней с *А* области *В*; *в* – разрешенная для области *В* магнитная ориентация

Между соседними доменами имеются границы, ширина которых исчисляется долями микрона. Магнитные моменты атомов, находящихся в граничном слое между различно намагниченными доменами, постепенно изменяют свое направление из положения, соответствующего магнитному моменту одного из доменов, в положение, соответствующее магнитному моменту соседнего домена. Такие граничные области получили название доменных стенок или стенок Блоха [2].



*а*



*б*

Рис. 2.3. Доменная структура ферромагнитных тел: *а* – теоретически предсказываемое деление ферромагнетика на домены; *б* – фотография края кристалла технического сплава Fe-3%Si с выявленными границами доменов [2]

Таким образом, в отсутствие внешнего магнитного поля кристалл ферромагнетика, находящийся в размагниченном состоянии, должен состоять из большого числа отдельных относительно мелких областей (доменов), намагниченных до насыщения, но сориентированных таким образом, чтобы их магнитные моменты компенсировали друг друга, а результирующая намагниченность образца  $J_\phi$  была равна нулю (рис. 2.3 а) [2].

О величине намагниченности ферромагнетика можно судить и по такой физической характеристике, как магнитная индукция  $B$ , измеряемая в теслах (Тл). Магнитной индукцией  $B$  называется суммарная напряженность созданных отдельными доменами ферромагнитного образца, которая равна [3]:

$$B = H + 4\pi J_\phi, \quad (2.1)$$

где  $H$  – напряженность внешнего магнитного поля, измеряемая в [А/м].

Гипотеза о существовании доменов была высказана еще в 1907 г. Вейссом, но свое теоретическое обоснование она получила лишь в 1935 г. в работах Ландау и Лившица. На рис. 2.3 б показано предсказываемое теорией разбиение ферромагнитного кристалла на домены. Помимо плоских антипараллельно направленных доменов, на концах кристалла возникают небольшие области в виде трехгранных призм, замыкающие магнитные потоки, которые выходят из соседних доменов. Такое замыкание дополнительно уменьшает магнитную энергию и делает систему более устойчивой. Антипараллельно направленные домены также называются 180-градусными, поскольку магнитные моменты атомов, составляющих два соседних домена, разориентированы на  $180^\circ$ . Второе название трехгранных замыкающих доменов – 90-градусные, так как магнитные моменты атомов, составляющих два соседних домена, разориентированы на  $90^\circ$ .

К настоящему моменту разработан ряд экспериментальных методов исследования доменной структуры ферромагнетиков. Наиболее широкое распространение получил метод порошковых фигур, предложенный Акуловым и Биттером и состоящий в следующем. Хорошо отполированную поверхность ферромагнетика помещают в жидкость со взвешенными в ней коллоидными частицами ферромагнитного порошка. Так как по границам доменов магнитные

поля компенсированы не полностью, то частицы и оседают, в основном, по этим границам, выявляя сами домены (рис. 2.3 б).

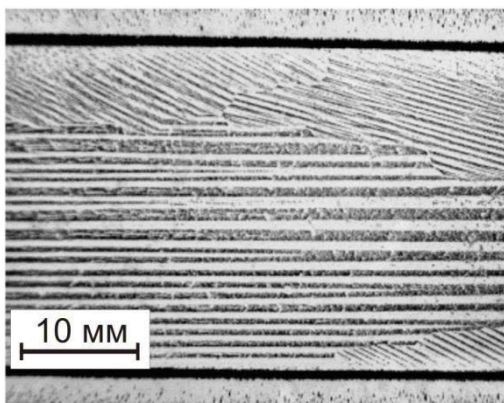
В настоящее время метод порошковых фигур несколько усовершенствован. Жидкость со взвешенными в ней коллоидными частицами ферромагнитного порошка помещают в дискообразную линзу, одна сторона которой выполнена из прозрачного материала, а периметр представляет собой небольшой соленоид (рис. 2.4 а, б). При помещении данной линзы на поверхность ферромагнитной пластины, магнитное поле, создаваемое ее соленоидом, приводит к незначительному локальному намагничиванию образца, в результате чего его доменная структура перестает быть равновесной. Поскольку искажения магнитных полей доменов сосредоточены на их границах, оседающие на них частицы ферромагнитного порошка позволяют выявить сами домены (рис. 2.4 в; рис. 2.5 а, б, в).



а



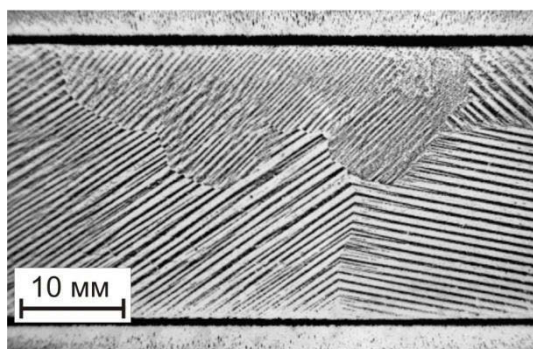
б



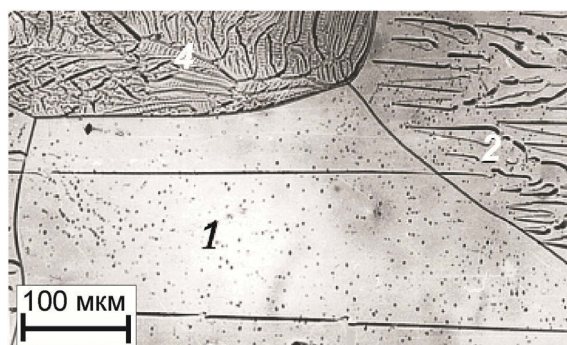
в

Рис. 2.4. Визуализация доменной структуры ферромагнитного материала с использованием магнитной линзы: а – общий вид магнитной линзы; б – доменная структура в образце ЭАС; в – то же, что «б», но при большем увеличении

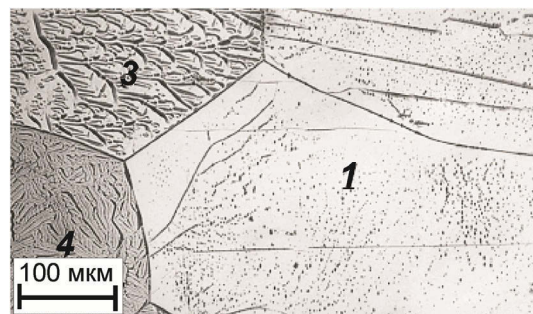




*a*



*б*



*в*

Рис. 2.5. Доменная структура электротехнических сталей: *a* – 180-градусные домены в бразце ЭАС; *б, в* – типы доменов в различно ориентированных зернах изотропной электротехнической стали; 1 – 180-градусные; 2 – клиновидные; 3, 4 – лабиринтообразные

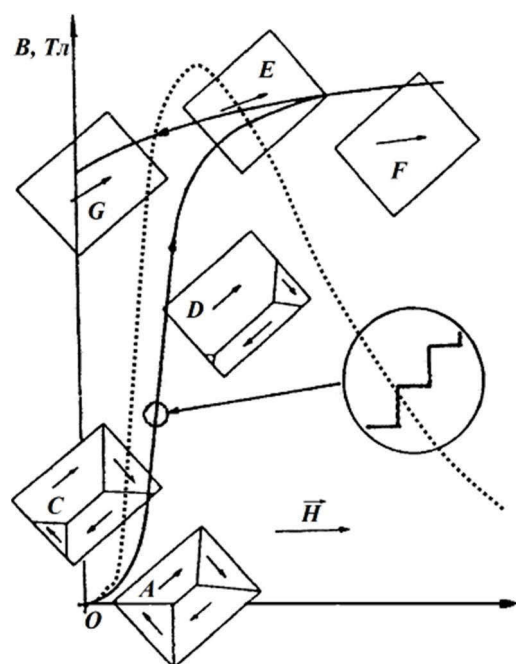


Рис. 2.6. Изменение доменной структуры и магнитной индукции ферромагнетика при его намагничивании и размагничивании

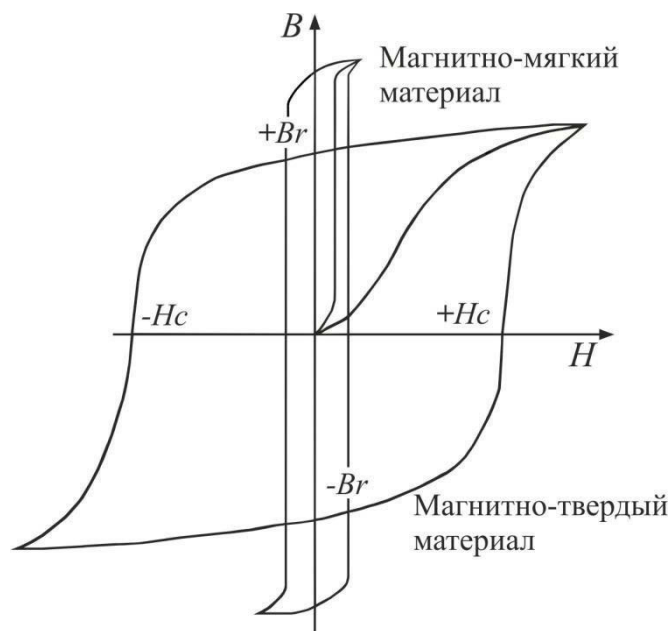


Рис. 2.7. Петли гистерезиса для магнитно-мягкого и магнитно-твердого материалов

При помещении ферромагнетика во внешнее магнитное поле происходит его намагничивание, на первой стадии которого домены (рис. 2.6, *A–C*), ориентация векторов магнитных моментов которых наиболее близка к ориентации

вектора напряженности внешнего магнитного поля  $H$ , начинают расти, а домены с другой ориентацией векторов магнитных моментов – уменьшаться. То есть магнитные моменты атомов, составляющих уменьшающиеся домены, постепенно ориентируется параллельно магнитным моментам атомов, составляющих растущие домены. По мере увеличения напряженности внешнего магнитного поля  $H$  растущие домены будут увеличиваться до тех пор, пока не поглотят все остальные домены (рис. 2.6,  $C-D-E$ ). Следующая стадия намагничивания характеризуется поворотом векторов магнитных моментов выросших доменов параллельно вектору напряженности внешнего магнитного поля  $H$  (рис. 2.6,  $E-F$ ). Третья стадия намагничивания ферромагнетика связана с окончательным доворотом вдоль внешнего магнитного поля магнитных моментов оставшихся отдельных атомов, ранее имеющих другую ориентировку.

После завершения третьей стадии намагничивания говорят, что ферромагнетик намагничен до насыщения ( $J_s$  – намагниченность насыщения,  $B_s$  – индукция насыщения), то есть при дальнейшем увеличении напряженности внешнего магнитного поля намагниченность самого ферромагнетика увеличиваться не будет.

По мере уменьшения напряженности внешнего магнитного поля  $H$  ферромагнетик будет размагничиваться (рис. 2.6,  $G$ ), а его доменная структура – постепенно возвращаться к исходному состоянию. При полностью снятом внешнем магнитном поле ферромагнетик не размагничивается полностью, а характеризуется остаточной намагниченностью ( $J_r$ ,  $B_r$ ), вызванной неполной компенсацией друг друга доменами с противоположной ориентацией векторов намагниченности. Для того чтобы полностью размагнитить такой ферромагнетик, к нему необходимо будет приложить внешнее магнитное поле противоположного знака.

Значение напряженности внешнего магнитного поля противоположного знака называется коэрцитивной силой  $H_c$  (рис. 2.7). По мере увеличения напряженности внешнего магнитного поля противоположного знака ферромагнетик будет намагничиваться вдоль этого поля, то есть приобретать намагниченность противоположного знака по отношению к первоначальной. При снятии внеш-

него магнитного поля противоположного знака ферромагнетик также будет характеризоваться остаточной намагниченностью ( $-J_r$ ,  $-B_r$ ), для снятия которой необходимо будет приложить к нему внешнее магнитное поле первоначального знака.

После завершения такого цикла намагничивания график намагниченности ферромагнетика замкнется в петлю (рис. 2.7), называемую петлей гистерезиса. Все последующие циклы намагничивания и перемагничивания ферромагнетика в переменном магнитном поле будут происходить в соответствии с этой петлей.

По способности к более легкому или более трудному намагничиванию и размагничиванию ферромагнетики делятся на: магнитно-мягкие и магнитно-твердые материалы [1]. Кремнистые электротехнические стали (включая ЭАС) являются наиболее дешевым и, соответственно, самым распространенным классом магнитно-мягких материалов.

Магнитно-мягкие материалы должны легко и сильно намагничиваться и перемагничиваться даже в слабых полях (при небольших значениях напряженности внешнего поля  $H$ ), поэтому их коэрцитивная сила  $H_c$  должна быть минимально возможной, а намагниченность насыщения  $J_s$  – максимально возможной. Петля гистерезиса таких материалов узкая и высокая (рис. 2.7). Магнитно-твердые материалы применяются для изготовления постоянных магнитов (сплавы типа Fe-Ni-Al, Fe-Cr-Co, Fe-Co-V, Co-Pt, Cu-Ni-Co и т. д.), гистерезисных двигателей (сплавы типа Fe-Co-Ni-V, Fe-Co-Cr-V, Fe-Co-W-Mo и т. д.), а также носителей магнитной записи (Fe-Cr-Ni). После намагничивания магнитно-твердые материалы не должны самопроизвольно размагничиваться, что обеспечивается их высокой коэрцитивной силой. Петля гистерезиса у таких материалов широкая (рис. 2.7).

### 2.2.3. Текстура электротехнической анизотропной стали

У каждого типа кристаллической решетки существуют кристаллические направления легкого, среднего и трудного намагничивания. Для ОЦК-решетки направлением легкого намагничивания является направление  $\langle 100 \rangle$ , то есть ребро куба, отображающего элементарную ОЦК-ячейку: направлением средне-



го намагничивания – направление  $\langle 110 \rangle$  – диагональ грани куба, а направлением трудного намагничивания – направление  $\langle 111 \rangle$ , являющееся пространственной диагональю куба (рис. 2.8).

При намагничивании поликристаллического ферромагнетика с хаотично разориентированными зернами, когда каждое зерно имеет свою собственную ориентировку в пространстве (рис. 2.9 *а*), параллельную вектору напряженности внешнего магнитного поля  $H$  может оказаться абсолютно любое кристаллографическое направление в каждом отдельном зерне. Это, в свою очередь, означает, что одно зерно будет намагничиваться по направлению  $\langle 110 \rangle$ , другое – по  $\langle 100 \rangle$ , третье – по  $\langle 111 \rangle$ , остальные – по случайным направлениям, то есть намагничивание такого ферромагнетика будет чрезвычайно затруднено и неоднородно.

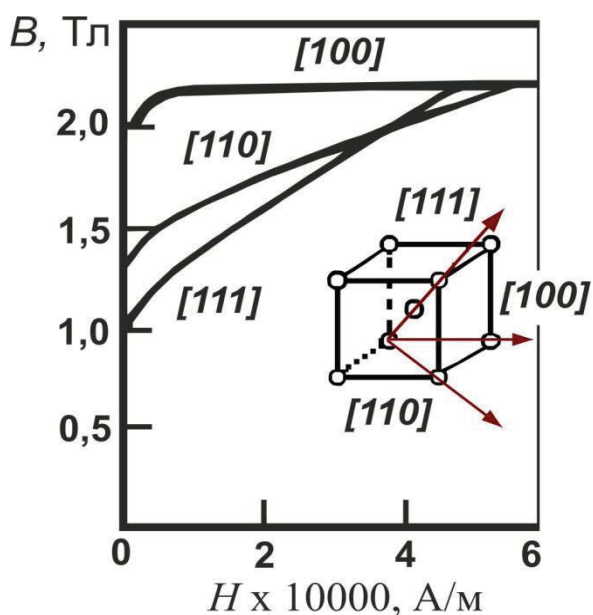


Рис. 2.8. Намагничивание ферромагнетика с ОЦК решеткой по различным кристаллографическим направлениям

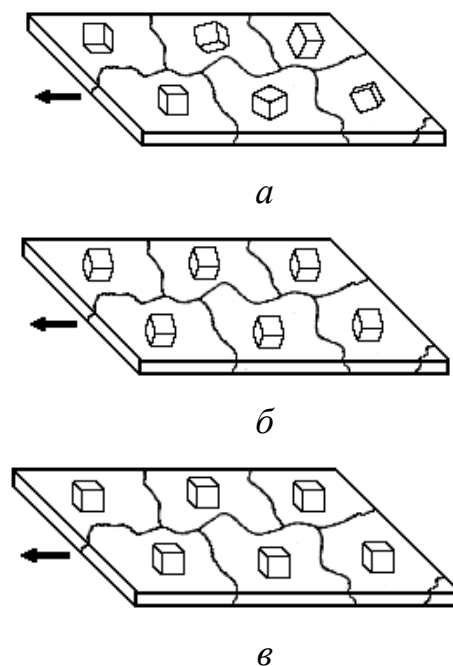
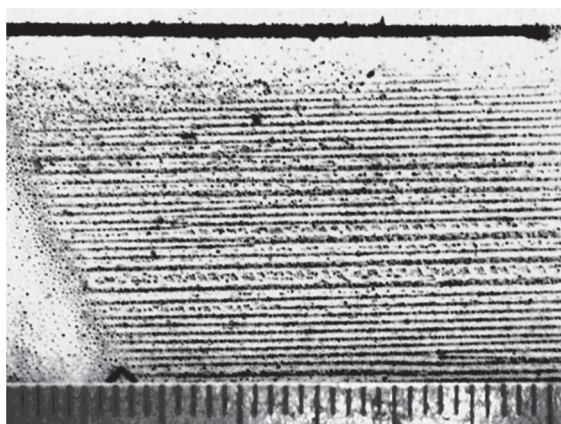


Рис. 2.9. Типы кристалло-графических текстур в листовом материале: *а* – бестекстурное состояние; *б* – текстура  $(110)[001]$ ; *в* – текстура  $(100)[001]$ ; стрелкой указано направление прокатки

Трудность в намагничивании и перемагничивании ферромагнетика, работающего в качестве сердечника трансформатора, означает дополнительные потери электроэнергии и снижает КПД последнего. Для избежания этого при изготовлении сердечников трансформаторов используют листовую холоднокатаную текстурованную (электротехническую анизотропную) сталь, все зерна

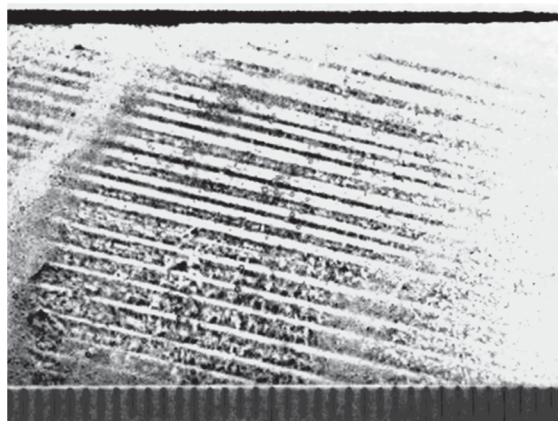
которой обладают ориентировкой, близкой к  $(110)[001]$  – ребровой текстуре, текстуре Госса, *cube on edge* (рис. 2.9 б).

Текстурованная сталь легко намагничивается вдоль направления холодной прокатки полосы, поскольку все ее зерна ориентированы таким образом, что ребра куба расположены параллельно данному направлению (рис. 2.9 б). При отклонении у зерен направления легкого намагничивания от направления прокатки магнитные свойства стали резко уменьшаются пропорционально углу отклонения (рис. 2.10).



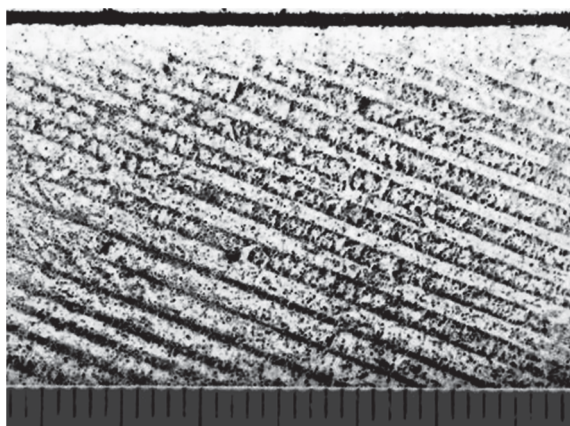
$$B_{100} = 1,79 \text{ Тл}$$

*a*



$$B_{100} = 1,31 \text{ Тл}$$

*б*



$$B_{100} = 0,71 \text{ Тл}$$

*в*

Рис. 2.10. Доменная структура и магнитная индукция, измеренная в поле напряженностью 100 А/м ( $B_{100}$ ), монокристаллов технического сплава Fe-3%Si в зависимости от угла ориентировки (*a* – 3°; *б* – 14°; *в* – 27°) относительно направления прокатки; направление прокатки параллельно горизонтальному направлению

Сталь с кубической текстурой (рис. 2.9 в) одинаково легко намагничивается как вдоль, так и поперек полосы, поскольку ее кристаллиты ориентированы так, что некоторые ребра куба (направлений  $\langle 100 \rangle$ ) параллельны направлению прокатки, а другие перпендикулярны ему.

Получение электротехнической стали с кубической текстурой является очень трудоемким и трудно управляемым процессом, поэтому производство ЭАС во всем мире связано с получением в ней ребровой текстуры (110)[001].

#### 2.2.4. Удельные магнитные потери в электротехнической анизотропной стали при перемагничивании

Основное свойство электротехнической анизотропной стали – хорошая проводимость магнитного потока – предопределяет ее назначение: служить материалом сердечников (магнитопроводов) трансформаторов. Несмотря на то, что КПД работы трансформаторов очень высок по сравнению с другими установками, он никогда не будет равен единице, так как невозможно создать устройство, при работе которого количество отводимой от него энергии равнялось или превышало бы количество подводимой к нему энергии. Потери электроэнергии при работе трансформатора определяются качеством ЭАС, из которой изготовлен его сердечник.

За один цикл перемагничивания ферромагнитного материала бесполезно затрачивается переходящая в тепло энергия, пропорциональная площади динамического цикла гистерезиса. Затраты энергии за единицу времени (секунду), отнесенные к единице массы материала (килограмм, фунт), называются удельными магнитными потерями [4]. Общепринято определять потери в Вт/кг (Вт/фунт) при фиксированных значениях частоты электромагнитного поля и магнитной индукции, создаваемой полем в магнитопроводе, например:  $P_{1,7/50} = 1,25$  Вт/кг, где значение 1,25 Вт/кг измерено в поле с индукцией 1,7 Тл при частоте поля 50 Гц.

Полные потери на перемагничивание ( $P$ ) складываются из потерь на гистерезис ( $P_{\Gamma}$ ) и на вихревые токи ( $P_{\text{В}}$ ). Последние, в свою очередь, можно разделить на потери, связанные с макровихревыми ( $P_{\text{МВ}}$ ) и микровихревыми ( $P_{\text{АВ}}$ ) токами. Составляющую потерь  $P_{\text{МВ}}$  часто называют классическими потерями, а составляющую  $P_{\text{АВ}}$  — аномальными потерями. Таким образом, можно записать:

$$P = P_{\Gamma} + P_{\text{В}} = P_{\Gamma} + (P_{\text{МВ}} + P_{\text{АВ}}). \quad (2.2)$$

Гистерезисная составляющая пропорциональна площади петли гистерезиса, полученной в режиме перемагничивания. Площадь цикла гистерезиса, в свою очередь, зависит от максимальной индукции ( $B_m$ ), коэрцитивной силы ( $H_c$ ) и остаточной индукции ( $B_r$ ), которые определяются свойствами и структурой ферромагнетика (тип и чистота материала, наличие и вид дефектов кристаллического строения, размер кристаллитов ( $D$ ), наличие и степень совершенства кристаллографической текстуры).

Согласно [4], гистерезисные потери могут быть рассчитаны по следующей формуле:

$$P_H = S f / \gamma, \quad (2.3)$$

где  $S$  – площадь статического цикла гистерезиса, [Тл А/м];  $\gamma$  – плотность материала, [кг/м<sup>3</sup>];  $f$  – частота переменного тока, [Гц].

Величина  $S$  растет с увеличением  $B_m$  и  $H_c$ . Согласно [1], коэрцитивная сила обратно пропорциональна среднему размеру зерен в материале ( $H_c \sim D^{-1}$ ).

Потери на гистерезис зависят от структурных факторов, в частности, от величины зерна  $D$  и текстуры, аналогично тому, как зависит от них статическая коэрцитивная сила  $H_c$ .

Вихретоковая составляющая во многом зависит от электросопротивления и, соответственно, от толщины ( $h$ ) и удельного сопротивления материала ( $\rho$ ), а также от частоты перемагничивания и ширины магнитных доменов ( $d$ ).

Потери на макровихревые токи возникают в результате изменения общей намагниченности идеально однородного в магнитном отношении вещества. Эти потери равны [4]:

$$P_{MB} = A_1 B_m^2 f^2 h^2 / (\gamma \rho), \quad (2.4)$$

где  $A_1$  – числовая константа.

Составляющая потерь на вихревые токи  $P_{AB}$  представляет собой потери на вихревые токи, которые возникают внутри доменов в результате локальных изменений индукции при смещении границ. В случае модели плоскопараллельных доменов, которые разделены 180-градусными границами, совершающими синусоидальное движение в тонком листовом материале толщиной  $h$  ( $d \geq h$ ), получено следующее выражение для этого вида потерь (Прай и Бин),

которое в явном виде дает связь потерь на вихревые точки с характеристиками доменной структуры (шириной доменов  $d$ ) [5]:

$$P_{AB} = A_2 B_m^2 f^2 d h / (\gamma \rho), \quad (2.5)$$

где  $A_2$  – числовая константа.

#### 2.2.5. Нормируемые свойства электротехнической анизотропной стали

Современная электротехническая анизотропная сталь производится в виде листового материала толщиной 0,18; 0,23; 0,27; 0,30; 0,35 мм (чаще всего с электроизоляционным покрытием). Основными нормируемыми свойствами ЭАС являются: магнитная индукция [Тл], измеряемая в поле с определенной напряженностью, и удельные магнитные потери [Вт/кг], измеряемые при некоторых конкретных значениях амплитуды магнитной индукции и при частоте намагничивающего поля. Для стали с покрытием также нормируется коэффициент электросопротивления изоляционного покрытия – КЭСИ [Ом·см<sup>2</sup>].

В настоящее время ЭАС в России рекомендуется производить и аттестовывать в соответствии со стандартом ГОСТ Р 53934-2010 «Прокат тонколистовой холоднокатаный из электротехнической анизотропной стали» [6].

Измерение магнитных свойств в постоянных и переменных магнитных полях производят, как правило, на образцах в аппарате Эпштейна [4], так как он наиболее удобен для практического применения и обеспечивает достаточно высокую воспроизводимость результатов измерений.

Следует отметить, что величина магнитной индукции долгое время считалась реально определяемой на аппарате Эпштейна характеристикой стали. На самом деле это неверно. Согласно данным европейского стандарта на ЭАС, аппарат Эпштейна определяет магнитную поляризацию образца, находящуюся, однако, в строгой зависимости от величины магнитной индукции:

$$J = B - \mu_0 H, \quad (2.6)$$

где  $B$  – магнитная индукция, Тл;  $\mu_0$  – магнитная постоянная, равная  $4\pi 10^{-7}$ , Нм<sup>-1</sup>;  $H$  – напряженность магнитного поля, А/м.

Общепринято в настоящее время (в России с 2010 г. [6]) нормировать для всех марок стали магнитную индукцию  $B_{800}$  (т. е. измеряемую при напряженности магнитного поля 800 А/м).

Также общепринято, чтобы цифровое отображение марок ЭАС несло непосредственную информацию о свойствах стали: толщине и уровне магнитных потерь. Например, марка 27RG120 (производства фирмы *Kawasaki*, Япония) соответствует промышленно изготовленной (RG) стали толщиной 0,27 мм с гарантированным уровнем удельных магнитных потерь 1,20 Вт/кг.

В табл. 2.1 приведены основные потребительские характеристики ЭАС, а также их взаимосвязь со структурой и химическим составом стали.

### **2.3. История развития электротехнической анизотропной стали и технологий ее производства**

Кремнистая электротехническая сталь впервые была получена в 1900 г. в результате использования результатов научных исследований, которые проводили Е. Гумлих (E. Gumlich) в Германии, В. Баррет (W. F. Barret), В. Браун (W. Brown) и Р. Гадфилд (R. A. Hadfield) в Великобритании [7]. Было обнаружено, что легирование сплавов на основе железа кремнием существенно повышает удельное электрическое сопротивление материала и, как следствие, уменьшает потери при перемагничивании на вихревые токи и гистерезис. Производство кремнистой стали как магнитомягкого материала началось в 1903 г. в Германии. В том же году Р. Гадфилд получил патент [8], по лицензии которого в США в 1906 г. было начато промышленное производство стали, содержащей до 3 мас. % Si [9].

Первоначально листы кремнистой стали производились методом многократной горячей прокатки от толщины слитка до конечного размера (в лучшем случае до ~ 0,4 мм). Подобный материал назывался горячекатаной электротехнической сталью. Улучшение свойств сталей происходило, главным образом, за счет снижения содержания углерода, повышения концентрации кремния, увеличения температуры отжига, а также совершенствования способа выплавки [9].

Таблица 2.1

## Основные свойства электротехнической анизотропной стали

Характеристика ЭАС	Удельные магнитные потери при индукции 1,7 (1,5) Тл и частоте перемагничивания 50 Гц: $P_{1,7/50}$ ( $P_{1,5/50}$ ), Вт/кг	Магнитная индукция при напряженности магнитного поля 800 А/м: $B_{800}$ , Тл	Коэффициент электропротравливания изоляции (покрытия): КЭСИ, Ом*см <sup>2</sup>	Магнитострикция: $\lambda$ , отн. ед.
Оптимальная величина	Минимально возможная	Максимально возможная	Максимально возможная	Минимально возможная
Типичная величина для лучших марок стали	0,78 (0,57) Вт/кг	1,92 Тл	Не менее 200 Ом*см <sup>2</sup> с обеих сторон листа	$0,1 \times 10^{-6}$
Эффект в изделии	Увеличение КПД трансформатора, уменьшение нагрева изделия при работе	Снижение веса и габаритов изделия (за счет увеличения плотности магнитного потока в магнитопроводе)	Повышение надежности работы изделия	Снижение уровня шума при работе изделия
Условия обеспечения	1. Добавка 2,9...3,6 мас. % Si; 2. Наличие и степень совершенства текстуры: (110)[001] $\pm 3^\circ$ ; 3. Толщина полосы (0,35; 0,30; 0,27; 0,23; 0,18 мм); 4. Чистота сплава; 5. Размеры магнитных доменов: а) размер зерна (3...7 мм), б) наличие растягивающих напряжений (~ 20 МПа)	Наличие и совершенство ребровой текстуры	Наличие электроизоляционного покрытия; его максимальная сплошность и однородность, оптимальная толщина (от 2 до 5 мкм)	1. Добавка Si; 2. Наличие и степень совершенства ребровой текстуры; 3. Оптимальный размер доменной структуры

С момента промышленного использования кремнистых сталей в качестве материала магнитопроводов историю их развития можно рассматривать как историю снижения удельных потерь. Лучшая горячекатаная электротехническая сталь с содержанием кремния до 5 мас. %, толщиной 0,36 мм, производимая в начале XX века, характеризовалась уровнем  $P_{1,0/60} \sim 2,2 \dots 4,4$  Вт/кг [5], что приблизительно соответствует  $P_{1,7/50} \sim 3,1 \dots 6,2$  Вт/кг. Такая сталь покрывалась противосварочным покрытием и отжигалась в стопах при температуре 1100 °С и выше в течение продолжительного времени. К 1925 г. величина потерь ( $P_{1,0/60}$ ) в горячекатаной промышленной листовой стали снизилась примерно до  $\sim 1,5$  Вт/кг [9] ( $P_{1,7/50} \sim 2,1$  Вт/кг). Развитие технологии холодной деформации привело к замене горячекатаных листов, используемых для производства магнитопроводов двигателей, на холоднокатаную кремнистую (динамную) сталь.

В середине 20-х годов XX века К. Хонда (*K. Honda*) и С. Кайя (*S. Kaya*) обнаружили и описали эффект магнитной анизотропии монокристаллов железа, т. е. различия в интенсивности намагничивания по кристаллографическим направлениям, причем  $\langle 001 \rangle$  является осью легкого намагничивания. Это позволило сформулировать базовую концепцию управления магнитными свойствами материалов [10].

В промышленных условиях эффект анизотропии впервые был получен в 30-х годах XX века американским инженером Н. Госсом (*N. P. Goss*), рекламировавшим многовалковые станы холодной прокатки. В патенте 1934 г. [11] был предложен способ производства электротехнической стали с повышенной анизотропией, включающий двукратную прокатку с промежуточным и конечным отжигами в проходных печах. Метод Госса для получения холоднокатаной текстурованной стали стал основой для всех современных вариантов производства ЭАС, толщину которой удалось снизить до 0,18 мм при концентрации кремния – 2,9...3,6 мас. %. Имя Госса увековечено в англоязычном названии электротехнической анизотропной стали: *GOSS – Grain Oriented Silicon Steel*.

Интересно, что физические основы получения материала с достаточно высокими магнитными свойствами по способу, предложенному в патенте [11], были поняты значительно позже и не до конца [12]. В 1935 г. Р. Бозорт (*R. M. Bozorth*) показал рентгеновскими исследованиями, что высокие магнитные свойства стали вдоль направления холодной прокатки объясняются наличием



в материале благоприятной текстуры  $\{110\}<001>$  (ребровая текстура, текстура Госса). В 1949 году Данн (*C. G. Dunn*) указал на вторичную рекристаллизацию (ВР, аномальный рост зерен) как на процесс, ответственный за развитие ориентировки  $\{110\}<001>$  в ЭАС. Еще позже были установлены основные условия реализации аномального роста в материалах – предотвращение собирательной рекристаллизации либо за счет наличия дисперсных частиц второй (ингибиторной) фазы, либо за счет формирования в первичнорекристаллизованной матрице совершенной однокомпонентной текстуры.

В качестве ингибиторных фаз при производстве ЭАС в настоящее время используются сульфиды и селениды марганца –  $MnS$ ,  $MnSe$  и нитриды алюминия –  $AlN$ . В русскоязычной литературе технологию производства ЭАС зачастую называют по типу используемой ингибиторной фазы (сульфидная, сульфо-нитридная, нитридная и т. п.).

Патент [11] лег в основу промышленного метода производства ЭАС, разработанного американской фирмой *Armco Steel Corporation* (в русскоязычной технической литературе так называемый сульфидный вариант) в 40-е годы XX века. В патенте Госса предусматривался конечный отжиг в проходных печах, поэтому получаемый по этому способу материал имел сравнительно высокие удельные потери. *Armco Steel Corporation* (ASC, в настоящее время *AK Steel*, далее по тексту *Armco*) разработала технологию обезуглероживающего отжига в среде увлажненного водорода для проходных агрегатов, а высокотемпературную термообработку для реализации ВР и рафинирования материала осуществляла в колпаковых печах при длительных выдержках.

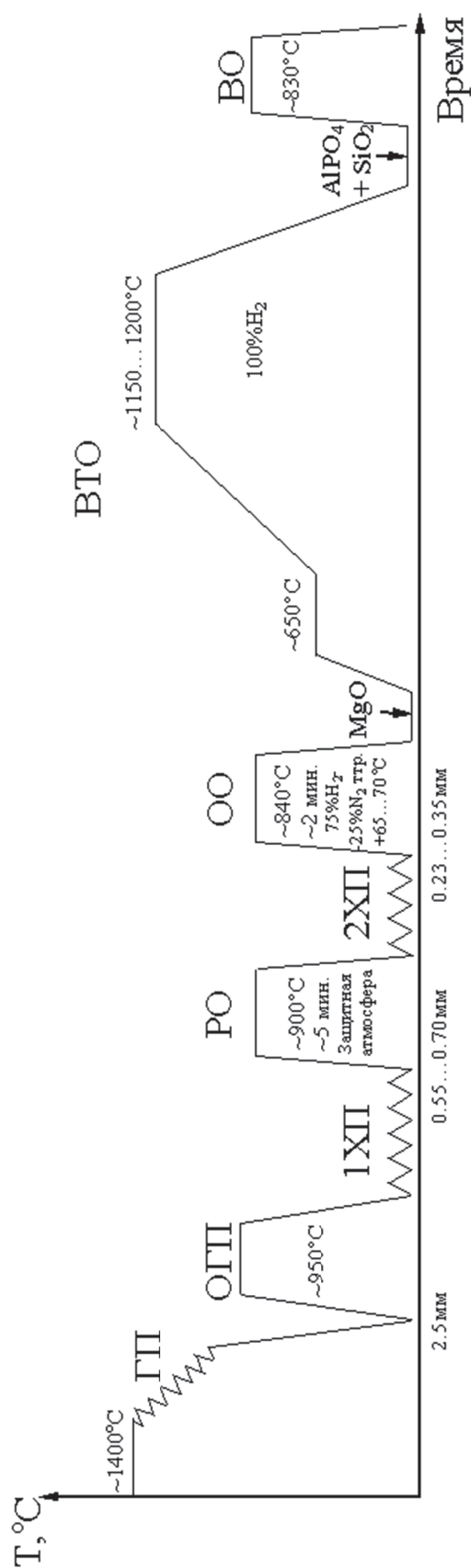
Высокотемпературный отжиг (ВТО) потребовал мер, защищающих металл от сваривания во время термической обработки. В соответствии с этим была разработана технология, предусматривающая нанесение термостойкого покрытия на основе оксида магния и получение стекловидного защитного (грунтового) слоя в процессе ВТО за счет взаимодействия  $MgO$  с ранее окисленной при обезуглероживающем отжиге поверхностью материала. Фактически методом *Armco* текстурованная кремнистая сталь производилась как композитный материал, имеющий керамическое покрытие (грунтовый слой, на который был нанесен слой солей ортофосфорной кислоты – фосфатов), характеризующееся наличием электроизолирующего эффекта [9].

Технология производства ЭАС *Armco*, ставшая в настоящее время классической, после выплавки и горячей прокатки (ГП) включает следующую последовательность операций (рис. 2.11 а): отжиг горячекатаного подката в проходной печи при сравнительно низкой температуре  $\sim 900^\circ\text{C}$ , первая холодная прокатка со степенью деформации 70...75 %, рекристаллизационный отжиг в непрерывном агрегате, вторая холодная прокатка с величиной деформации 50...60 %, рекристаллизационно-обезуглероживающий отжиг в среде азотоводородной смеси (обычно 75 %  $\text{H}_2$  + 25 %  $\text{N}_2$ ), увлажненной до температур точки росы  $\sim 65\text{...}70^\circ\text{C}$  (%  $\text{H}_2\text{O}$  / %  $\text{H}_2 \sim 0,4\text{...}0,45$ ), нанесение термостойкого покрытия в виде суспензии  $\text{MgO}$  с последующей его сушкой, длительный высокотемпературный отжиг в атмосфере сухого водорода, выпрямляющий отжиг в проходной печи с нанесением электроизоляционного покрытия и его сушкой. Типичный химический состав после выплавки ЭАС сульфидного варианта ингибирования (в англоязычной литературе – вариант *Armco*) представлен в табл. 2.1.

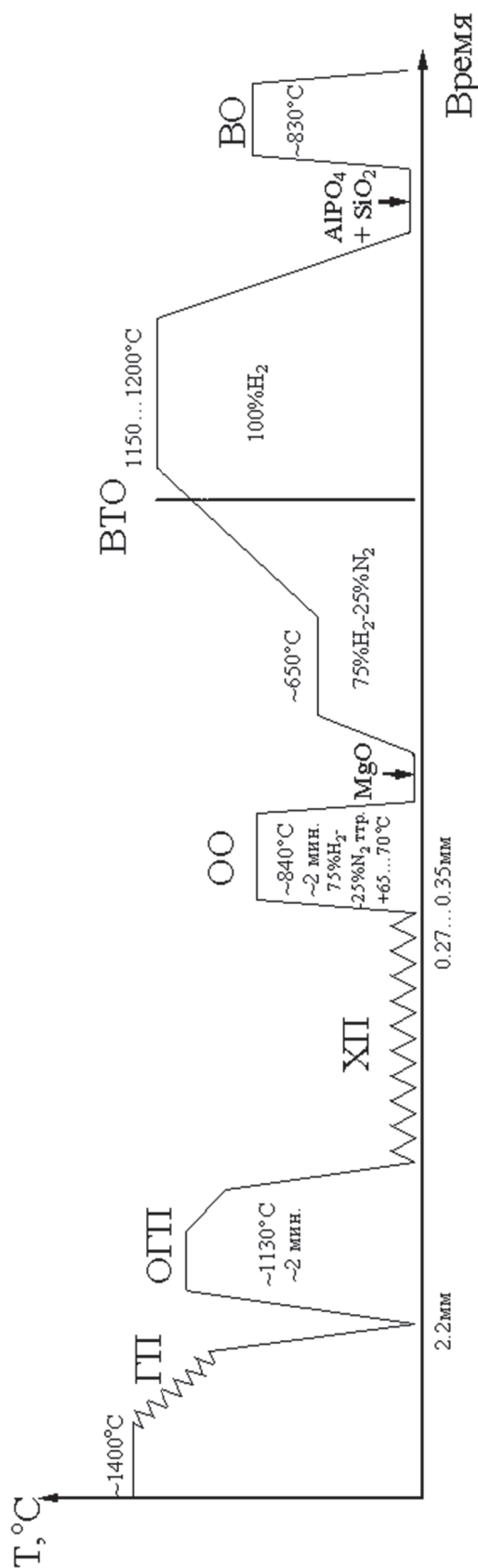
ЭАС, производимая по варианту *Armco*, в номинальной толщине 0,30 мм характеризуется магнитной индукцией  $B_{800} \sim 1,80\text{...}1,84$  Тл, магнитными потерями  $P_{1,7/50} \sim 1,20\text{...}1,40$  Вт/кг. В англоязычной технической литературе ЭАС с подобным уровнем электромагнитных свойств обычно обозначается – *CGO* или *GO* (обычная текстурованная сталь). Макроструктура материала, произведенного по сульфидной технологии, является сравнительно мелкозернистой – 2...5 мм (рис. 2.12 а, б, в).

Фирма *Armco* продала лицензии на производство ЭАС по сульфидной технологии фирмам *Allegheny Ludlum Industries* (США) в 1950 году и *US Steel* (США) в 1953 г. Начиная с 1952 г. *Armco* продавала лицензии на производство как горячекатаной, так и холоднокатаных сталей в другие страны [9]. До начала 70-х годов XX века 80 % ЭАС производилось по лицензиям фирмы *Armco*. Остальные 20 % стали также изготавливались методами, по параметрам и последовательности технологических операций близкими к сульфидной технологии [9].

После резкого усовершенствования способа производства ЭАС фирмой *Armco* в 50-е годы в течение последующего десятилетия, постепенно улучшаемые свойства стали стабилизировались, а производство материала подобного типа достигло уровня, когда дальнейшие возможности совершенствования технологии были исчерпаны [9].

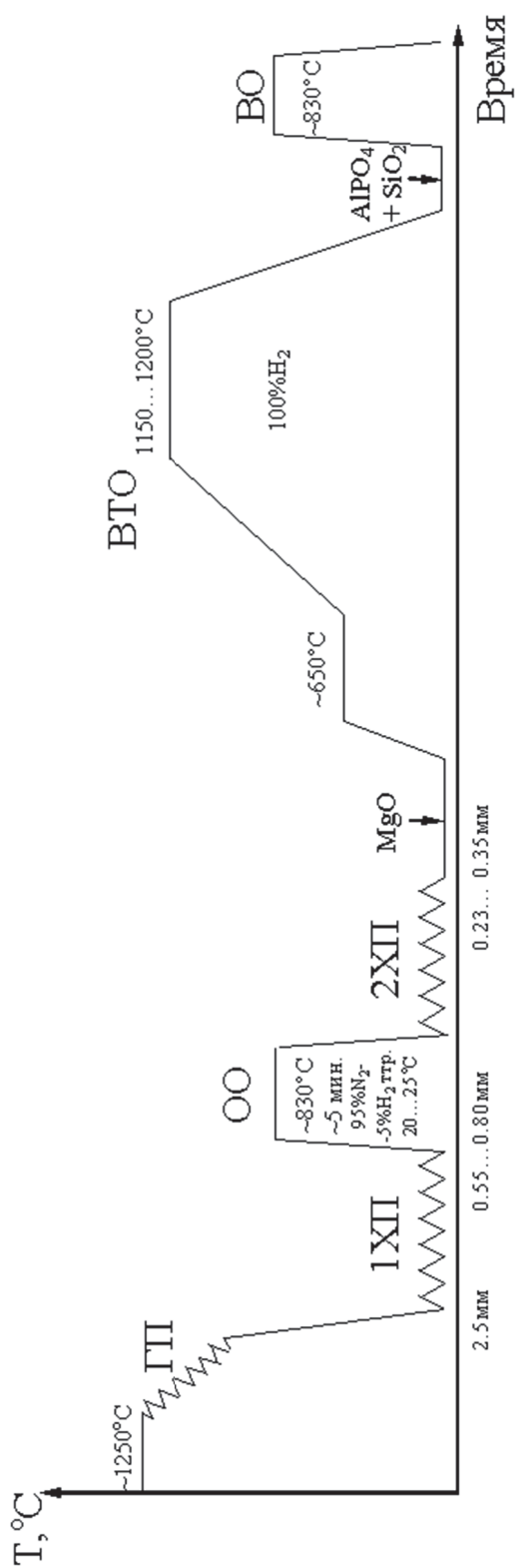


а

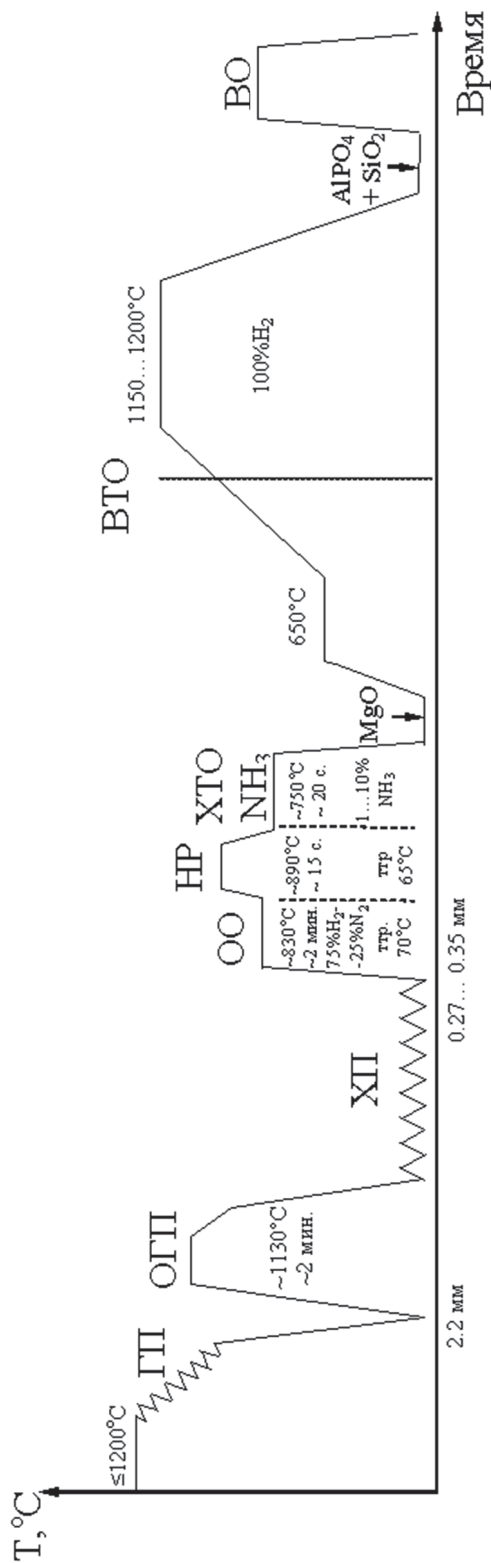


б

Рис. 2.11.1. Основные технологические схемы производства ЭАС: а – сульфидный вариант; б – сульфо-нитридный вариант: ГП – горячая прокатка; ОГП – отжиг горячекатаного проката; ХП – холодная прокатка; РО – рекристаллизационный отжиг; ОО – рекристаллизационно-обезуглероживающий отжиг; НР – отжиг для нормального роста зерна; ХТО – химико-термическая обработка (азотирование); ВТО – высокотемпературный отжиг; ВО – выпрямляющий отжиг



в



г

Рис. 2.11.2. Основные технологические схемы производства ЭАС (продолжение): в – нитридно-медный вариант; г – метод приобретенного ингибитора: ГП – горячая прокатка; ОГП – отжиг горячекатаного подката; ХП – отжиг для нормального роста зерна; РО – рекристаллизационный отжиг; ОО – рекристаллизационно-обезуглероживающий отжиг; НР – отжиг для нормального роста зерна; ХТО – химико-термическая обработка (азотирование); ВТО – высокотемпературный отжиг; ВО – выпрямляющий отжиг

Новый способ производства ЭАС был разработан в 60-е годы XX века С. Тагучи (*S. Taguchi*) на фирме «Син Ниппон сейтецу» (позже *Nippon Steel Corporation – NSC*) [9; 13]. Основополагающими работами, представляющими новую технологию производства ЭАС, являлись патенты С. Тагучи и А. Сакакура (*A. Sakakura*) 1964 г. [14] и Тагучи, Сакакура и Х. Такашима (*H. Takashima*) 1966 г. [15]. Авторы впервые рекомендовали значительное увеличение объемной доли и дисперсности ингибиторной фазы за счет повышения содержания кислоторастворимого алюминия и введения высокотемпературного отжига горячекатаного подката перед силовым холодным обжатием.

Таблица 2.2

Типичные химические составы (после выплавки) электротехнической анизотропной стали основных вариантов производства

Вариант (ингибиторная фаза)	Концентрация элементов, мас. % (остальное железо)						
	C	Si	Mn	S	Al	N	Cu
<i>Armco</i> – сульфидный (MnS)	0,020...0,030	2,9...3,2	0,065...0,075	0,020... 0,028	<0,005	<0,004	<0,2
<i>NSC</i> – сульфо- нитридный (MnS и AlN)	0,045...0,060	2,9...3,2	0,06...0,09	0,020... 0,028	0,025... 0,032	0,007... 0,013	<0,2
НЛМК – нит- ридно-медный (AlN)	0,025...0,040	2,9...3,2	0,1...0,3	<0,01	0,012... 0,018	0,008... 0,013	0,40... 0,60

В патентах 70-х годов указанные направления получили дальнейшее развитие [16–18]. В итоге сложилась оригинальная схема производства ЭАС с высокой степенью совершенства кристаллографической текстуры (рис. 2.11 б).

*NSC* начало промышленное производство ЭАС с высокой магнитной индукцией (названной *Hi-B*) с 1968 г. В русскоязычной литературе данная технология известна как сульфонитридный вариант производства ЭАС. В этом варианте производства стали в качестве ингибиторных фаз используются AlN и MnS. Сталь при выплавке характеризуется повышенным содержанием (по сравнению с сульфидным вариантом) углерода и алюминия (табл. 2.2). ЭАС, изготовленная по данной технологии, обладает магнитной индукцией  $B_{800} \sim 1,90...1,94$  Тл – самой высокой для кремнистой стали. Это обеспечивается

за счет формирования большого количества высокодисперсной ингибиторной фазы в процессе термообработок и мощного силового воздействия на текстуру стали, каковой является однократная прокатка (степень деформации более 80 %, оптимальная – 87 %). Магнитные потери  $P_{1.7/50}$  у данной ЭАС являются самыми низкими – 0,95...1,10 Вт/кг (для толщины 0,30 мм). Размер зерна данного варианта стали составляет 8...25 мм, макроструктура отличается высокой изрезанностью границ зерен (рис. 2.12 з).

Принципиально важным в данной технологии является наличие после горячей прокатки (ГП) кратковременного отжига горячекатаного подката в непрерывном агрегате при температурах  $\sim 1120...1150$  °С с жестко регламентированным законом охлаждения. Лицензии на производство стали класса *Hi-B* были куплены фирмой *Armco* в 1971 году, немецкой фирмой *ThyssenKrupp Electrical Steel EBG GmbH* (*EBG*, далее по тексту *Thyssen*) в 1972 году, французской и бельгийской фирмами в 1974 году и *British Steel Corporation* (Великобритания) в 1975 году [9].

В 1973 году японская фирма *Kawasaki Steel Corporation* (*KSC*, в настоящее время *JFE Steel Corporation*, далее по тексту – *Kawasaki*) запатентовала, а в 1974 году реализовала промышленный способ производства ЭАС с высокой индукцией марки *RGH* [19; 20]. Данный вариант по существу является развитием сульфидной технологии. При производстве сталь проходит те же операции в той же последовательности, что и в технологии *Armco*. Однако существует несколько принципиальных отличий: в металл при выплавке вводятся селен и сурьма (вероятно, образующие дополнительную ингибиторную фазу в виде частиц  $MnSe$  и  $Sb$ ), используются более низкие температуры нагрева слэбов перед ГП, более жестко регламентируется режим ГП, используется повышенная степень деформации при второй холодной прокатке (более 60 %), ВТО включает несколько изотермических выдержек металла в интервале температур ВР. ЭАС имеет магнитную индукцию  $B_{800} \geq 1,87$  Тл и выше, магнитные потери  $P_{1.7/50} \sim 1,00...1,10$  Вт/кг (для толщины 0,30 мм). Сталь характеризуется самым высоким качеством электроизоляционного покрытия. Макроструктура ЭАС сравнительно мелкозернистая, размер кристаллитов в среднем не превышает 6 мм (рис. 2.12 д).

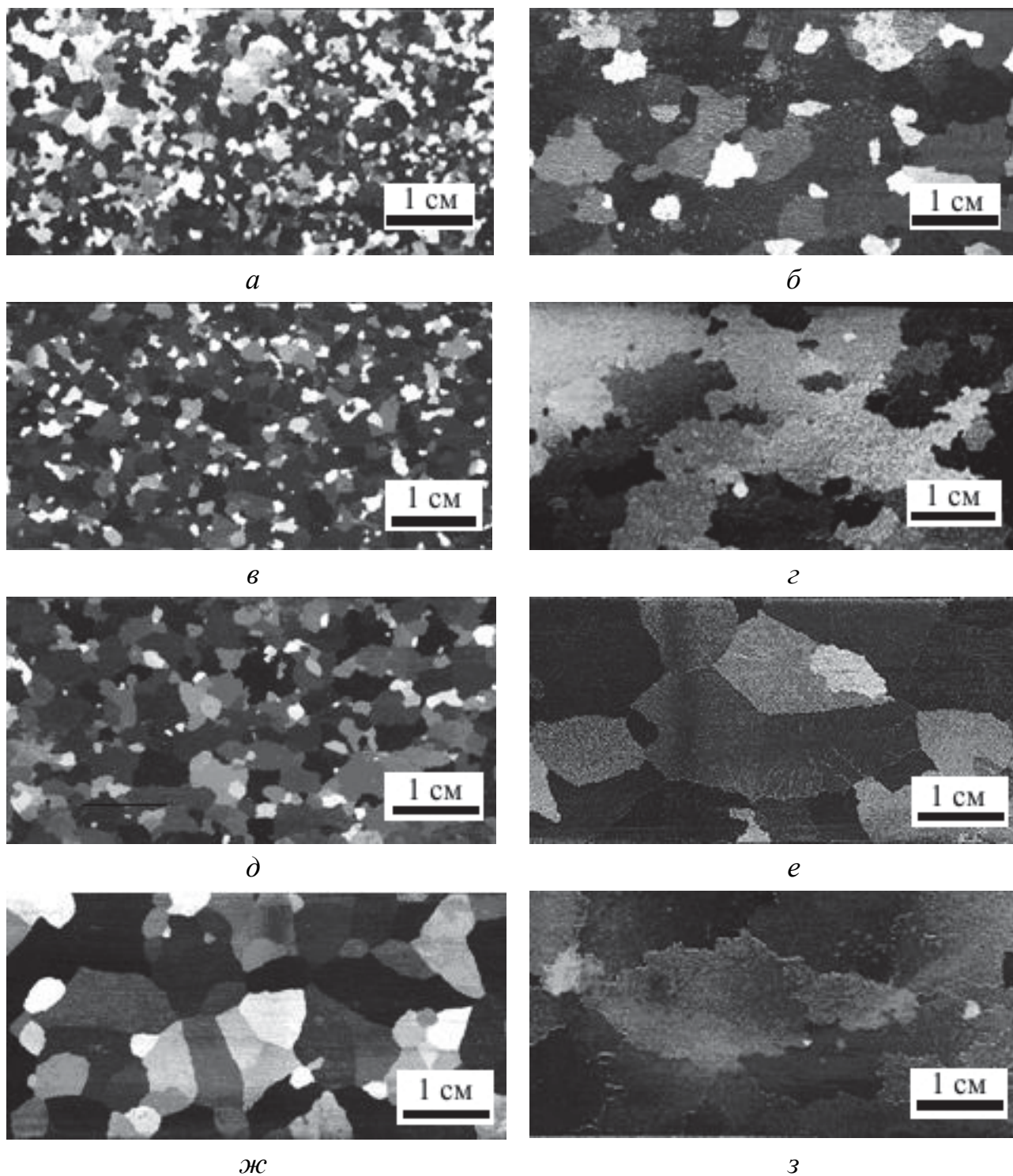


Рис. 2.12. Макроструктура ЭАС различных вариантов производства  
(толщина всех образцов – 0,30 мм):

- а* – сульфидная технология (ЧМК-ВИЗ, Россия):  $B_{800} = 1,82$  Тл,  $P_{1,7/50} = 1,32$  Вт/кг;
- б* – сульфидная технология (*Armco*, США):  $B_{800} = 1,83$  Тл,  $P_{1,7/50} = 1,24$  Вт/кг;
- в* – сульфидная технология (*WISCO*, Китай):  $B_{800} = 1,85$  Тл,  $P_{1,7/50} = 1,16$  Вт/кг;
- г* – сульфо-нитридная технология (*NSC*, Япония):  $B_{800} = 1,92$  Тл,  $P_{1,7/50} = 1,03$  Вт/кг;
- д* – технология *Kawasaki* (*Kawasaki*, Япония):  $B_{800} = 1,87$  Тл,  $P_{1,7/50} = 1,05$  Вт/кг;
- е* – нитридно-медная технология (НЛМК-ВИЗ, Россия):  $B_{800} = 1,90$  Тл,  $P_{1,7/50} = 1,12$  Вт/кг;
- ж* – нитридная технология (*Valcovny Plechu*, Чехия):  $B_{800} = 1,80$  Тл,  $P_{1,7/50} = 1,43$  Вт/кг;
- з* – технология приобретенного ингибитора (*NSC*, Япония):  $B_{800} = 1,92$  Тл,  $P_{1,7/50} = 1,03$  Вт/кг



Лицензия на производство ЭАС по методу *Kawasaki* была продана в 1974 году фирме *Surahammars Bruk* (Швеция). Наличие жестких требований к параметрам технологических операций, несмотря на высокие свойства готовой стали, не позволило данному варианту получить широкое распространение в мировой практике производства ЭАС. Сталь селеново-сурьмяного варианта в настоящее время производится только фирмой *Kawasaki*.

До 90-х годов XX века большинство работ по технологиям производства ЭАС носило закрытый характер, что, в основном, было связано с противостоянием двух мировых экономических систем. По этой причине практически во всех зарубежных обзорах по развитию ЭАС [20; 21] упоминались только три технологии производства стали (*Armco*, *NSC* и *Kawasaki*). В то же время в 60-е годы в СССР на Новолипецком металлургическом комбинате был разработан свой способ производства ЭАС, заметно отличающийся от зарубежных параметрами технологических операций [22].

Существенным технико-экономическим преимуществом Российской технологии по сравнению с другими способами производства ЭАС являлась более низкая температура нагрева металла перед горячей прокаткой ( $\sim 1240\ldots 1280$  °C, против  $1380\ldots 1420$  °C). Возможность применения сравнительно низкого нагрева (обычного для углеродистых сталей) была следствием использования нитридов алюминия в качестве ингибиторной фазы при ВР. Причем количество алюминия при выплавке ЭАС (0,01...0,02 мас. %) было существенно меньше, чем в стали сульфидно-нитридного варианта (табл. 2.2), что позволяло растворять крупные частицы, выделившиеся в процессе кристаллизации металла при более низких температурах. Другим отличием Российской технологии от зарубежных являлось проведение рекристаллизационно-обезуглероживающего отжига при двукратной прокатке в промежуточной толщине. При этом термообработка проводилась не в газе, состоящем из продуктов диссоциации аммиака ( $25\ \% \text{ N}_2 + 75\ \% \text{ H}_2$ ) и пара ( $\sim 30\ldots 35\ \% \text{ H}_2\text{O}$ ), а в низководородной ( $95\ \% \text{ N}_2 + 5\ \% \text{ H}_2$ ) увлажненной атмосфере ( $\sim 2,0\ldots 2,5\ \% \text{ H}_2\text{O}$ ). Обезуглероживание в промежуточной толщине заменило крайне неэффективный «черный» отжиг горячекатаного

подката, проводимый в колпаковых печах с целью уменьшения содержания углерода в металле [23]. Также интересной особенностью Российской технологии является отсутствие перед ВТО рекристаллизующей термообработки в проходной печи. Вследствие этого, деформированная при второй холодной прокатке ЭАС проходит стадию первичной рекристаллизации в процессе ВТО в колпаковых печах при сверхмедленных скоростях нагрева, что в дальнейшем способствует формированию более совершенной ребровой текстуры и, соответственно, улучшению магнитных свойств готовой стали.

В начале 80-х годов магнитные свойства ЭАС, производимой по данному способу, были существенно улучшены за счет введения в металл при выплавке 0,4...0,6 мас. % Cu [24]. Идея использования в ЭАС меди принадлежит американскому исследователю Ф. Малагари (*F. A. Malagari, Allegheny Ludlum Industries*) [25]. В настоящее время в сталь, производимую по любому из вариантов, рекомендуется (или допускается) вводить при выплавке медь до 0,2 мас. %. Однако следует отметить, что значительное улучшение магнитных свойств получено только для ЭАС, изготавливаемой по Российской технологии.

Последовательность основных операций обработки после ГП для нитридно-медного способа производства ЭАС изображена на рис. 2.11 в. В настоящее время сталь, производимая данным методом, характеризуется магнитной индукцией  $B_{800} \sim 1,85...1,89$  Тл и удельными потерями  $P_{1,7/50} \sim 1,10...1,25$  Вт/кг (для толщины 0,30 мм). Макроструктура отличается самым крупным размером зерна 10...40 мм (рис. 2.12 е).

Исторически авторство российских металлургов на данный способ производства ЭАС безусловно, однако оно может быть оспорено в рамках международного права. Южнокорейская фирма *Posco* в 90-х годах запатентовала [26] и внедрила нитридно-медную технологию ЭАС сначала в собственное производство, а затем на польской фирме *Stalproduct*. Отметим также, что впервые в открытых зарубежных обзорах нитридно-медный способ производства ЭАС упомянут в [12] как технология, наиболее распространенная в России,

позволяющая получать ЭАС с повышенной проницаемостью, но уступающую по своим характеристикам стали класса *Hi-B*.

Перечисляя основные способы производства ЭАС, следует также упомянуть наименее распространенную технологию – нитридный вариант. Этот способ производства ЭАС предполагал выплавку металла, химический состав которого близок по содержанию элементов к стали нитридно-медного варианта, но без добавления меди. Последующая обработка производилась согласно технологической схеме *Armco*. Этот метод обеспечивал сравнительно низкие свойства готовой стали:  $B_{800} \sim 1,78 \dots 1,81$  Тл,  $P_{1,7/50} \sim 1,30 \dots 1,50$  Вт/кг (для толщины 0,30 мм), что объясняет его незначительное распространение среди фирм-производителей ЭАС. Данный метод производства ЭАС использовался на фирме *Válcovny Plechu* (Чехия) [27], а также на итальянском предприятии *Acciai Speciali Terni S.p.A.* – (*AST* или *Terni*) под названием «низкотемпературный сульфонитридный вариант». Преимущество этого варианта (так же как нитридно-медного) состояло в сравнительно низком нагреве слэбов перед горячей прокаткой ( $\sim 1240 \dots 1260$  °С). Величина зерна в готовой стали – 5...10 мм (рис. 2.12 ж). В настоящее время нитридная технология производства ЭАС прекратила свое существование.

До 90-х годов XX века в мировой практике были известны только пять вышеперечисленных вариантов производства ЭАС, отличающихся тем, что ингибиторная фаза, необходимая для протекания ВР, определялась исходным химическим составом стали. В результате чего японскими специалистами было предложено отнести все эти варианты к общему методу производства ЭАС – методу врожденного ингибитора [21], обладающему двумя существенными недостатками: 1) для получения высокодисперсной ингибиторной фазы требуется продолжительная выдержка слэбов перед ГП при высоких температурах, а также охлаждение по достаточно строго регламентированному закону после нее (это требует специального оборудования и весьма неэкономично); 2) необходимо в процессе последующей обработки не допустить укрупнения частиц ингибиторной фазы.

В связи с вышеперечисленными недостатками многими исследователями предпринимались и делаются сейчас попытки разработать технологию введения регулируемого количества азота в сталь перед окончательным отжигом, с целью формирования ингибиторной фазы в процессе ВТО. Эти схемы производства японские ученые предложили отнести к методу приобретенного ингибитора (МПИ) [21].

Следует отметить, что подобные разработки не являются новыми. Начиная с 60-х годов публиковались работы, посвященные формированию ингибиторной фазы в ЭАС за счет процесса химико-термической обработки. Например, в 1967 году учеными института физики металлов АН СССР Соколовым Б. К., Садовским В. Д. и др. был разработан способ изготовления текстурованной ленты из железокремнистых сплавов, включающий прокатку и термообработку с высокими скоростями нагрева и охлаждения [28; 29]. Способ отличался тем, что с целью развития ВР, обуславливающей получение текстуры, производят стабилизирующий отжиг при температуре 600 °С в селитровой ванне.

В 70-х годах XX века японскими исследователями патентовались способы производства ЭАС с высокой магнитной индукцией [30]. Сущность их заключалась в формировании дополнительного количества нитридов к уже имеющимся в металле фазам  $MnS$  и  $AlN$ , на переделах, предшествующих высокотемпературному отжигу (за счет обработки в среде  $NH_3$  или  $N_2$ ) или при ВТО (за счет добавки в термостойкое покрытие азотосодержащих фаз).

С 1989 года *NSC* целенаправленно вела работы по созданию технологии производства ЭАС, основанной на использовании азотирования стали в конечной толщине. По данным [31–34] последовательность технологических операций при производстве ЭАС по методу МПИ представляется следующим образом: 1) выплавка стали, содержащей около 3 мас. %  $Si$ ,  $\sim 0,04...0,06$  мас. %  $C$  и  $\sim 0,020...0,03$  мас. %  $Al$ ; 2) горячая прокатка с предварительным подогревом слэбов до температур не более 1200 °С; 3) кратковременный отжиг горячекатаного проката в проходной печи при температуре  $\sim 1130$  °С с жестко регламентированным охлаждением; 4) холодная прокатка на конечную толщину

со степенью деформации не менее 80 % (оптимально 87...88 %); 5) рекристаллизационно-обезуглероживающий этап отжига в проходной печи по режиму, аналогичному применяемому в сульфо-нитридной технологии; 6) азотирование в проходной печи при температурах 700...850 °С: в течение нескольких секунд в азото-водородной смеси, содержащей от 0,1 до 10 об. % аммиака ( $\text{NH}_3$ ), концентрация азота в стали должна составлять не менее 0,015 мас. %; 7) высокотемпературный отжиг с регламентированной подачей азота на различных его стадиях; 8) выпрямляющий отжиг с нанесением электроизоляционного покрытия. Химико-термическая обработка в проходной печи может быть заменена азотированием стали при ВТО атмосферой из межвиткового пространства за счет диссоциации ранее добавленных в термостойкое покрытие ( $\text{MgO}$ ) азотосодержащих добавок (нитридов переходных металлов).

К достоинствам технологии приобретенного ингибитора можно отнести сравнительную простоту, экономичность, получение стали с высокими магнитными свойствами, возможность производства ЭАС в сверхтонких толщинах (до 0,15 мм). Недостатком является использование в технологическом процессе аммиака, представляющего угрозу для экологической безопасности окружающей среды.

С 1997 года NSC полностью перевела мощности принадлежащего ей завода *Yawata* на производство ЭАС по методу приобретенного ингибитора. Качество выпускаемой стали соответствует классу *Ni-B*, то есть не уступает по уровню магнитных свойств стали, изготовленной по сульфо-нитридному варианту. Макроструктура данного варианта ЭАС практически полностью соответствует макроструктуре стали сульфо-нитридного варианта (рис. 2.12 з).

Большинство основных производителей ЭАС рассматривают МПИ как развитие сульфо-нитридного варианта производства стали, который в действительности имеет аналогичный набор операций, а не как принципиально новую технологию. По этой причине в настоящее время многие предприятия, не покупая у NSC патенты и лицензии, ведут самостоятельные исследования по использованию ХТО при производстве ЭАС с последующим внедрением

результатов в производство. По времени появления некоторых патентов и материалов конференций [35–37] можно заключить, что, помимо *NSC*, в 2008 г. уже производили ЭАС с использованием азотирования в промышленных или опытно-промышленных объемах *Posco*, *WISCO* (КНР), *Baoshan Iron & Steel* (*Baosteel*, КНР), *Thyssen*.

#### **2.4. Методы снижения магнитных потерь ЭАС**

Производство ЭАС по одной из пяти технологий предполагает получение продукта со значениями магнитной индукции, лежащими в определенном интервале (в соответствии со степенью совершенства Госсовской текстуры), но не гарантирует минимальных удельных потерь, которые потенциально может иметь материал. По этой причине с момента внедрения любого метода производства ЭАС некоторое время происходит улучшение качества продукта (главным образом, уменьшение магнитных потерь) за счет: увеличения концентрации в металле кремния (до технологически возможного); повышения чистоты готовой стали (использование при выплавке качественной шихты и оптимизация параметров рафинирующих обработок); уменьшения толщины ЭАС до технологически и физически обоснованной ( $0,35 \rightarrow 0,30 \rightarrow 0,27 \rightarrow 0,23 \rightarrow 0,18$  мм).

С момента появления промышленной ЭАС многими исследователями разрабатывались специальные методы снижения вихретоковой составляющей магнитных потерь. Основным направлением работ являлось уменьшение как поперечных, так и продольных размеров 180-градусных доменов в магнитной структуре ЭАС до некоторого оптимального уровня, либо за счет создания в кристаллитах растягивающих напряжений, направление которых параллельно оси [001], либо за счет использования структурных барьеров.

Упругая деформация металла, появляющаяся под действием растягивающих напряжений, приводит к уменьшению ширины основных доменов и уничтожает каплевидную доменную структуру, т. е. оказывает положительное влияние как на вихревую, так и на гистерезисную составляющие удельных потерь [38]. Практически реализованным способом создания в зернах ЭАС растягивающих напряжений является нанесение на полосу, прошедшую ВТО, составов,

способствующих образованию покрытий в процессе отжига, которые имеют минимальный коэффициент термического расширения (КТР). Адгезионное сцепление покрытия с металлом происходит при высоких температурах ( $\sim 800$  °C). КТР стали значительно выше, чем у покрытия. Поэтому при остывании покрытие препятствует уменьшению размеров металла, и в поверхностном слое стали создаются растягивающие, а в покрытии – сжимающие упругие напряжения [39].

Таким образом, разработка покрытий для ЭАС с пониженным КТР была важным направлением исследований с момента появления первого промышленного способа производства ЭАС [40]. Эффект снижения магнитных потерь за счет приложения к металлу растягивающих напряжений наиболее сильно выражен в случае совершенной текстуры  $\{110\}\langle 001\rangle$  в крупнозернистой стали (*Hi-B*) [9]. По этой причине появление ЭАС с высокой индукцией интенсифицировало разработки новых составов покрытий, снижающих магнитные потери [41]. В настоящее время практически все ведущие производители ЭАС используют так называемое «магнитоактивное» покрытие, представляющее собой смесь алюмофосфата с дисперсным оксидом кремния, в качестве добавки, существенно понижающей КТР. Применение покрытий с достаточно малым КТР позволяет снизить удельные магнитные потери  $P_{1,7/50}$  на величину  $\sim 3$  % [9].

Под структурными барьерами в общем случае понимают закономерно расположенные протяженные участки, отличающиеся от основного материала химическим составом, структурой, текстурой, характером упруго-напряженного состояния, плотностью структурных дефектов, выделениями второй фазы [42]. В магнитном отношении на структурных барьерах сосредотачиваются магнитные заряды, приводящие к появлению замыкающих доменов и ограничивающие размеры основных доменов.

Начало использования структурных барьеров для снижения магнитных потерь было положено А. Филдлером (*A. Fieldler*) и В. Пепперхоффом (*W. Pepperhoff*) [43], которые наносили на поверхность магнетика систему параллельных канавок (царапин). Разработанный способ трудно реализуем в про-



мышленных условиях, при этом он предполагал повреждение электроизоляционного покрытия. Дальнейшие исследования были направлены на получение структурных барьеров без уменьшения площади сечения прохождения магнитного потока. Здесь можно выделить следующие направления развития методов снижения потерь [42]: 1) регулирование размера и формы кристаллических зерен (в качестве структурных барьеров в этих методах выступают границы зерен); 2) создание в пределах крупных зерен определенным образом расположенных субструктурных прослоек; 3) создание в пределах крупных зерен определенным образом расположенных областей с высоким уровнем упругих напряжений.

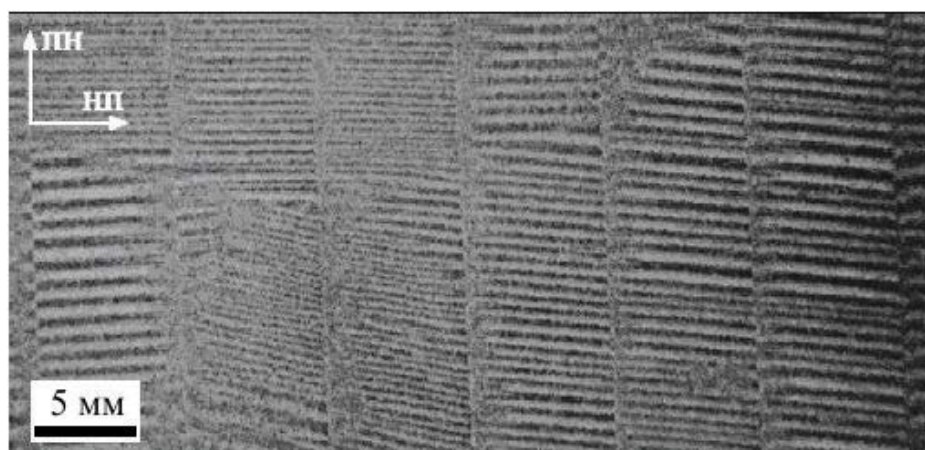
Структурные барьеры до 1975 г. создавались исключительно за счет локальных пластических деформаций: царапанием, прокаткой в профильных валках, дробеструйным наклепом и т. д. Наиболее перспективным способом создания структурных барьеров оказалась локальная лазерная обработка (ЛЛО), впервые предложенная для этой цели в ИФМ УрО АН СССР в 1974 г. [44].

В первых работах по использованию лазеров для снижения потерь измельчение доменов осуществлялось за счет получения в ЭАС кристаллитов определенных форм и размеров [45]. Сталь подвергали ЛЛО после холодной прокатки. Области термического воздействия имели форму узких полос поперек направления прокатки, отстоящих друг от друга на 2...3 мм. В них протекала первичная рекристаллизация, и при последующей обработке создавались структурные барьеры, препятствующие свободному росту зерен при ВР [46]. На месте областей термического воздействия лазерного излучения формировались границы крупных зерен ВР. Метод регулирования размеров и формы зерен в ЭАС позволял снижать удельные магнитные потери на 6...12 % в зависимости от остроты кристаллографической текстуры  $\{110\}<001>$ .

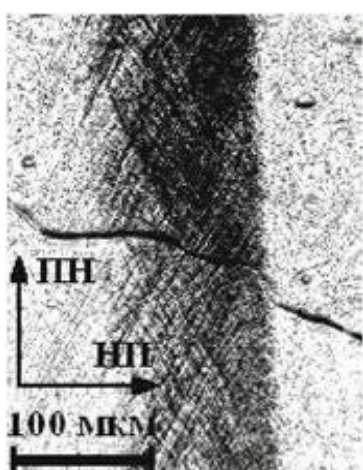
Другой метод заключался в ЛЛО готовой крупнозернистой стали. В следах лазерной обработки, также нанесенных перпендикулярно направлению прокатки и отстоящих друг от друга на 3...10 мм, при последующем отжиге развивались процессы полигонизации, в результате которых формировалась характерная мик-

роструктура с большой плотностью малоугловых границ [46; 47]. Данный метод, как и описанный выше, приводил к термически устойчивому эффекту снижения магнитных потерь.

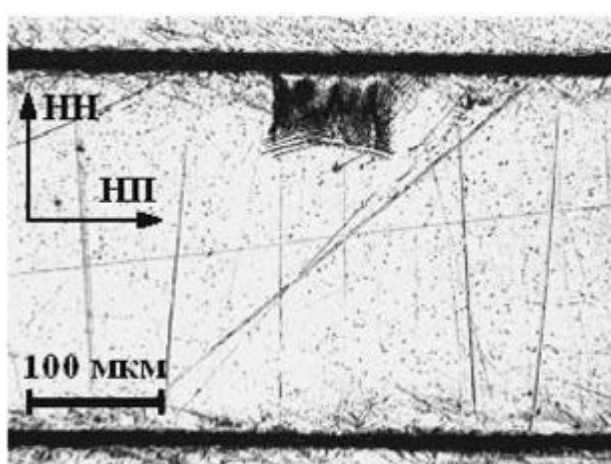
За рубежом первая работа по использованию лазера для снижения потерь в ЭАС относится к 1978 г. [48]. На заключительном этапе обработки стали, после нанесения изоляционного покрытия, проводили локальный лазерный нагрев с невысокой плотностью энергии. Упругие напряжения в зонах термического воздействия обеспечивали измельчение основных магнитных доменов. Несмотря на термическую неустойчивость эффекта снижения потерь (при нагреве упругие напряжения релаксируют), этому методу отдается предпочтение вследствие его простоты (рис. 2.13).



*a*



*б*



*в*

Рис. 2.13. Локальная лазерная обработка ЭАС: *a* – доменная структура после ЛЛО; *б* – след лазера на поверхности ЭАС (после удаления электроизоляционного покрытия); *в* – глубина повреждения лазером ЭАС

В 1983 г. на фирме «Явата Ниппон Сэйко» (Япония) была установлена опытная линия по лазерной обработке готовой ЭАС [49], обеспечивающая снижение потерь на 7...13 %. В 1986 г. завершены работы по созданию промышленной линии лазерной обработки ЭАС на одном из заводов фирмы *Armco* [50]. В 90-х годах XX века созданы лазерные линии на фирмах *Thyssen* [51], *Terni* (Италия) и *Ugine* (Франция).

Помимо ЛЛО некоторые фирмы производители ЭАС с 80–90-х годов XX века используют альтернативные технологии обработки, позволяющие также снижать удельные магнитные потери:

1. Фирма *ORB* (Великобритания) применяет механический способ нанесения структурных барьеров на готовую ЭАС, путем накатки стальными шариками (марки стали: *M90-23P\**, *M95-27P\**) [52].

2. Фирма *Kawasaki* применяет локальную плазменную обработку, по-видимому, совмещая ее с микролегированием локальных областей поверхности ЭАС (марки стали: *20JGHD085*, *20JGHD090*, *23JGSD080*, *23JGSD085*, *23JGSD090*, *27JGSD090*, *27JGSD095*) [53; 54].

3. *NSC* применяет кроме ЛЛО (марки стали: *ZDKH – ORIENTCORE HI-B LS*) механическую насечку зубчатым роликом перед нанесением покрытия и выпрямляющим отжигом. В процессе отжига за счет первичной рекристаллизации формируются термически стабильные барьеры (марки стали: *ZDMH – ORIENTCORE HI-B PM*) [55].

## 2.5. Перспективы развития ЭАС

Несмотря на продолжительную историю непрерывного улучшения свойств, дальнейшее развитие способов производства ЭАС до сих пор остается интересной сферой промышленных и прикладных научных исследований. В первую очередь это связано с отсутствием полного понимания процессов, протекающих в стали, за счет которых формируется ребровая текстура. Все существующие теории, объясняющие ВР, достаточно спорны [12; 56], также отсутствуют количественные модели процессов, протекающих в материале, которые могли бы помочь производителям избежать дорогостоящих испытаний в производственных условиях для оптимизации технологии и получения необходимых результатов [56].

Промышленные исследования нацелены в первую очередь на производство «супер»-ЭАС с низкими потерями, высокой проницаемостью и низкой магнитострикцией, которая необходима для трансформаторов с высоким КПД и низким уровнем шума. Ниже перечислены наиболее перспективные направления научно-прикладных исследований по улучшению магнитных свойств ЭАС, согласно обзорам [12; 56]: 1) получение ЭАС с «гладкой» поверхностью раздела «сталь–покрытие» (уменьшение препятствий для движения границ доменов за счет минимизации зоны внутреннего окисления и уменьшения шероховатости); 2) усиление степени совершенства ребровой текстуры; 3) повышение устойчивости ингибиторной фазы (добавка элементов, подобных  $Bi$ , приобретение ингибитора перед ВР при азотировании, контроль содержания ингибитора при отжигах); 4) новые покрытия с оптимальными растягивающими напряжениями; 5) улучшение лазерной обработкой; 6) улучшение зеренной структуры (генерация микрокристаллитов, контролирование формы кристаллитов).

Также движущими силами исследований являются, во-первых, требования роста качества, а именно, еще большего снижения потерь в больших силовых трансформаторах и уменьшения шума, а во-вторых, снижение стоимости изготовления ЭАС, для того чтобы выдержать конкуренцию на рынке. Согласно [56], в стадии разработки находятся следующие металлургические процессы, внедрение которых в производство ЭАС позволит существенно снизить ее себестоимость: 1) использование разливки в тонкие слябы; 2) использование разливки стали непосредственно в тонкую полосу; 3) замена колпаковых печей отжига для ВТО, в процессе которого реализуется ВР, линиями непрерывной термообработки.

Реализация последнего направления представляется маловероятной. Достаточно острая текстура Госсса не формируется при высоких скоростях нагрева и коротких промежутках времени термообработки. Также малые времена отжига не могут обеспечить полноту рафинирования материала. Кроме того, сомнительна рентабельность протяженной проходной печи, работающей при температурах 1150 °C и выше, при высокой стоимости инвестиций в процесс. Для реализации подобного отжига в течение 10...15 минут при скорости 50 м/мин длина печи должна составлять ~ 750 м. Однако интересно отметить, что реализация подобного процесса была бы своеобразным возвратом к патенту Госсса, но на новом витке развития технического прогресса.

## **Контрольные вопросы к главе 2**

1. Каково назначение электротехнической анизотропной стали?
2. Основные требования, предъявляемые к физическим свойствам ЭАС?
3. Охарактеризовать в соответствие с кривой намагничивания изменения, происходящие в доменной структуре ферромагнитного материала.
4. С чем связано требование высокой химической чистоты ЭАС?
5. Какова роль кристаллографической текстуры в формировании магнитных свойств ЭАС? Какая кристаллографическая текстура для ЭАС альтернативная текстуре Госсса?
6. Чем объясняется необходимость электроизоляционного покрытия на ЭАС?
7. В чем заключается процесс вторичной рекристаллизации? Что понимается под термином «ингибиторная фаза»?
8. Перечислить и охарактеризовать основные промышленные схемы производства ЭАС. В чем состояли основные преимущества российской технологии производства ЭАС?
9. Основные ингибиторные фазы, используемые в ЭАС? Каковы основные требования, предъявляемые к ингибиторной фазе?
10. Как влияют на намагничивание ЭАС упругие растягивающие напряжения? Каким образом они создаются в стали промышленного производства?
11. Чем уникальны физические основы влияния локальной лазерной обработки на снижение удельных магнитных потерь ЭАС?

## Список библиографических ссылок к главе 2

1. Кан Р. У. Физическое металловедение: физико-механические свойства металлов и сплавов / Р. У. Кан. М. : Металлургия, 1987. 663 с. Т.3.
2. Епифанов Г. И. Физика твердого тела / Г. И. Епифанов. М. : Высшая школа, 1965. 276 с.
3. Энциклопедический словарь по металлургии : справ. издание в 2-х томах / Лякишев Н. П. [и др.]. М.: Интермет Инжиниринг, 2000. 412 с. Т.1.
4. Дружинин В. В. Магнитные свойства электротехнических сталей / В. В. Дружинин. М. : Энергия, 1974. 240 с.
5. Кекало И. Б. Физическое металловедение прецизионных сплавов. Сплавы с особыми магнитными свойствами / И. Б. Кекало, Б. А. Самарин. М. : Металлургия, 1989. 496 с.
6. ГОСТ Р 53934-2010. Прокат тонколистовой холоднокатаный из электротехнической анизотропной стали. Технические условия. М. : Стандартинформ, 2011. 15 с.
7. Barret W. F. Conductivity and permeability of iron alloys / W. F. Barret, W. Brown, R. A. Hadfield // Royal Dublin Society Transactions (2). 1900. V. 7. P. 87–126.
8. Hadfield R. A. Magnetic composition and metod of making same: US Patent № 745829. 01.12.1903.
9. Тагучи С. Современное состояние развития электротехнических сталей / С. Тагучи // Тэцу то Хагане. 1976. Т. 62. № 7. С. 905–915.
10. Honda K. On the magnetisation of single crystals of iron / K. Honda, S. Kaya // Sci. Rep. Tohoku Imp. Univ. 1926. V.15. P. 721–754.
11. Goss N. P. Electrical sheet and method and apparatus for its manufacture and test: US Patent № 1965559. 03.07.1934.
12. Xia Z. Developments in the production of grain-oriented electrical steel / Z. Xia, Y. Kang, Q. Wang // Journal of Magnetism and Magnetic Materials. 2008. P. 307–314.

13. Taguchi S. New Grain-Oriented Silicon steel with high Permeability «Orientcore Hi-B» / S. Taguchi, T. Yamamoto, A. Sakakura // IEEE Trans. on Magnetics. 1974. V.10. № 2. P. 123–127.
14. Taguchi S. Process of producing single-oriented silicon steel / S. Taguchi, A. Sakakura: US Patent № 3159511. 01.12.1964.
15. Taguchi S. Process of producing single-oriented silicon steel sheets having a high magnetic induction / S. Taguchi, A. Sakakura, H. Takashima: US Patent №3287183. 22.10.1966.
16. Sakakura A. Method for producing an electromagnetic steel sheet of a thin sheet thickness having a high-magnetic induction / A. Sakakura, T. Yamamoto, S. Taguchi, K. Ueno: US Patent. № 3632456. 04.01.1972.
17. Sakakura A. Method for producing a high magnetic flux density grain grain oriented electrical steel sheet / A. Sakakura, F. Matsumoto, K. Ueno: US Patent № 3841924. 15.10.1974.
18. Watanabe S. Process for producing a grain-oriented electrical steel sheet having excellent magnetic characteristic / S. Watanabe, K. Tanaka, Y. Suga: US Patent № 3895974. 22.07.1975.
19. Мато́ба И. Разработка новой электротехнической стали марки RG-H с высокой магнитной индукцией / И. Мато́ба, Т. Иманака, К. Мацумура [и др.] // Кавасаки сэйтецу гихо. 1975. Т. 7. № 2. С. 175–188.
20. Sadayori T. Development of Grain-Oriented Silicon Steel Sheets With Low Iron Loss / T. Sadayori, Y. Iida, B. Fukuda [et al.] // Kawaski Steel Giho. 1989. V. 21. № 3. P. 239–244.
21. Takahashi N. Recent Development of Technology of Grain Oriented Silicon Steel / N. Takahashi, J. Harase // Proc. Mater. Science Forum. 1996. V. 204–206. P. 143–145.
22. Франценюк И. В. Достижения в улучшении качества электротехнических сталей на НЛМК / И. В. Франценюк, В. Б. Казаджан, В. П. Барятинский // Сталь. 1994. № 10. С. 35–38.



23. Чуйко Н. М. Трансформаторная сталь / Н. М. Чуйко [и др.]. М. : Металлургия, 1970. 264 с.
24. Барятинский В. П. Исследование структурных особенностей сплава Fe-3% Si, легированного медью: в сб. Прецезионные сплавы в электротехнике и приборостроении / В. П. Барятинский, Г. Д. Беляева, Н. В. Удовиченко [и др.]. М.: Металлургия. 1984. С. 33–37.
25. Malagari F. A. Process for making copper-containing oriented silicon steel: US Patent № 3873380. 25.03.1975.
26. Choi G. S. Method for manufacturing oriented electrical steel sheet by heating slab at low temperature / G. S. Choi, C. S. Lee, J. S. Woo, B. D. Hong. WO95/13401. 18.05.1995.
27. Купчак А. 10 лет производства ориентированных трансформаторных полос на листопрокатном заводе в Фридек-Мистек / А. Купчак, П. Бенда // Хутник (ЧССР). 1973. Т. 23. С. 73–76.
28. Счастливецова И. К. О стабилизации размера зерна матрицы в тонкой ленте трансформаторной стали / И. К. Счастливецова, В. В. Губернаторов, Б. К. Соколов [и др.] // ФММ. 1967. № 5. С. 929–933.
29. Губернаторов В. В. Способ изготовления текстурованной ленты из железозкремнистых сплавов / В. В. Губернаторов, В. Д. Садовский, Б. К. Соколов [и др.]: Авторское свидетельство СССР № 198376. 28.06.1967.
30. Takashina K. Method for producing a grain-oriented electrical steel sheet using separators comprising metal nitrides / K. Takashina, M. Kitayama, M. Nakamura, Y. Suga, K. Tanaka: US Patent № 3941623. 02.03.1976.
31. Kobayashi H. Process for Preparation of Grain-Oriented electrical steel sheet comprising a nitriding treatment / H. Kobayashi, K. Kuroki, M. Minakuchi, K. Yakashiro: US Patent № 4979996. 25.12.1990.
32. Takahashi N. Process for preparing unidirectional silicon steel sheet having high magnetic flux density / N. Takahashi, Y. Suga, K. Kuroki, K. Ueno: US Patent № 5049205. 17.09.1991.

33. Kobayashi H. Process for producing grain-oriented electrical steel sheet having improved magnetic and surface film properties / H. Kobayashi, O. Tanaka, H. Fujii: US Patent № 5190597. 02.03.1993.
34. Minakuchi M. Process for production of oriented electrical steel sheet having excellent magnetic properties / M. Minakuchi, Y. Kondo, M. Ishibashi: US Patent № 5266129. 30.11.1993.
35. Choe Kyu-Sung. Method for preparation of oriented electrical steel having high flux density / Kyu-Sung Choe, Chong-San Lee : KR950007470 (B1). 07.11.1995.
36. Fortunati S. Process for the production of grain oriented electrical silicon steel sheet / S. Fortunati, S. Cicale, G. Abbruzzese: US Patent № 6 325 866. 04.12.2001.
37. Cicale S. Process for the production of grain oriented electrical steel / S. Cicale, S. Fortunati, G. Abbruzzese: US Patent № 7 198 682. 03.04.2007.
38. Fukuda B. Observation through surface coatings of domain structure in 3 % Si-Fe sheet by a high voltage scanning electron microscope / B. Fukuda T. Irie, H. Shimanaka // IEEE Transactions on Magnetics. 1977. V. 13. № 5. P. 1499–1504.
39. Brenner A. Calculation of stress in electrodeposits from the curvature of a plated strip / A. Brenner, S. Senderoff // Journal of Research of the National Bureau of Standards. 1949. V. 42. P. 105–123.
40. Carpenter V. W. Production of insulative coatings on silicon steel strip: US Patent № 2906645. 29.09.1959.
41. Kohler D. M. Production of thin, oriented silicon-iron wherein grain growth inhibitor is added to primary recrystallization heat treatment atmosphere as function of Mn content and final thickness: US Patent № 3333993. 01.08.1967.
42. Соколов Б. К. Структурные барьеры и снижение магнитных потерь в анизотропных электротехнических сталях / Б. К. Соколов, Ю. Н. Драгошанский // ФММ. 1991. № 1. С. 92–102.
43. Fieldler A. Method for reducing lossiness of sheet metal / A. Fieldler, W. Pepperhoff: US Patent № 3647575. 07.03.1972.

44. Губернаторов В. В. Способ обработки металлических изделий / В. В. Губернаторов, Б. К. Соколов, И. К. Счастливцева: Авторское свидетельство СССР № 527922. 13.05.1974.

45. Счастливцева И. К. О регулировании размера и формы зерен в трансформаторной стали / И. К. Счастливцева, Б. К. Соколов, Д. Б. Титоров, В. В. Губернаторов // Институт физики металлов УрО АН СССР. 1977. Вып. 33. С. 20–25.

46. Соколов Б. К. Влияние характера распределения субструктуры на электромагнитные потери трансформаторной стали / Б. К. Соколов, В. В. Губернаторов, В. А. Зайкова, Ю. Н. Драгошанский // ФММ. 1977. Т. 44. № 3. С. 517–522.

47. Соколов Б. К. Способ термообработки электротехнической стали / Б. К. Соколов, В. В. Губернаторов, М. М. Носков, А.И. Золотарев: Авторское свидетельство СССР № 652230. 15.03.1979.

48. Ichiyama T. Stain-oriented electromagnetic Steel Sheet with improved watt loss / T. Ichiyama, S. Yamaguchi, T. Iuchi, K. Kuroki: US Patent № 4293350. 06.10.1981 (pr. 26.07.1978).

49. Electrical steel sheet // Steel Today and Tomorrow. 1986. N.88. P. 89.

50. Lasers boost quality of electrical steel // Iron age. 1984. 227. N.05. P. 59.

51. Wille G. Die Laserbehandlung von Elektroblechen bei Thyssen Grillo Funke / G. Wille // Stahl und Eisen. 1987. № 21. P. 59–60.

52. Research and Development News // European Electrical Steels. 1997. № 1. P. 12.

53. Sadayori T. Development of Grain-Oriented Silicon Steel Sheets With Low Iron Loss / T. Sadayori, Y. Iida, B. Fukuda [et al.] // Kawasaki Steel Giho. 1989. V. 21. № 3. P. 239–244.

54. Sato K. Heat-Proof Domain-Refined Grain-Oriented Electrical Steel / K. Sato, M. Ishida, E. Hinta // Kawasaki Steel Technical Report № 39. October 1998. P. 21–28.

55. Introduction of Grain Oriented Silicon Steel in Nippon Steel Corporation // Nippon Steel Corporation. September 13 th. 1996. 9 p.

56. Günther K. Recent Technology Developments in the Production of Grain-oriented Electrical Steel / K. Günther, G. Abbruzzese, S. Fortunati, G. Ligi // Steel research int. 2005. V. 76. № 6. P. 413–421.

### **Список рекомендуемой литературы к главе 2**

- Humphreys F. J. Recrystallization and related. Annealing Phenomen / F. J. Humphreys, M. Hatherly. ELSEVIER Ltd, 2004. 574 p.
- Страумал Б. Б. Фазовые переходы на границах зерен. Фасетирование, специальные и неспециальные границы, потеря огранки / Б. Б. Страумал. М. : МИСиС, 2004. 65 с.
- Горелик С. С. Рекристаллизация металлов и сплавов / С. С. Горелик, С. В. Добаткин, Л. М. Капуткина. М. : Издательство МИСиС, 2005, 432 с.
- Кадочников А. И. Динамические петли магнитного гистерезиса / А. И. Кадочников. Екатеринбург : Издательство УрО РАН, 2007. 287 с.
- Стародубцев Ю. Н. Мир материалов и технологий. Магнитомягкие материалы: энциклопедический словарь – справочник / Ю. Н. Стародубцев. М. : Техносфера, 2011. 659 с.

### Глава 3. ПОВЕРХНОСТНАЯ ФРИКЦИОННАЯ ОБРАБОТКА ПРУЖИННЫХ СТАЛЕЙ

**Ключевые слова:** поверхностное пластическое деформирование, фрикционная обработка, ротационная деформация, упрочнение, пружинные стали, мартенсит, аустенит, деформационное старение, релаксация напряжений, усталость, планирование эксперимента.

#### **Основные термины и определения**

*Поверхностная пластическая деформация (surface plastic deformation)* – обработка деталей давлением (без снятия стружки), при которой пластически деформируется только их поверхностный слой [1].

*Пружинные стали (spring steel)* предназначены для изготовления упругих элементов различного назначения – рессор, пружин, торсионов и т. п.

*Предел упругости (limit of elasticity)* – напряжение, при котором наблюдается переход от упругой (обратимой) деформации к начальным стадиям пластического формоизменения; определяется как напряжение, вызывающее остаточную деформацию, составляющую сотые (или тысячные) доли процента.

*Ротационный механизм пластической деформации (rotational deformation mechanism)* – механизм пластической деформации, обусловленный движением дисклинационных диполей (диполей клиновых частичных дисклинаций) вдоль границ зерен, в результате которого происходит поворот кристаллической решетки.

*Дисклинация (disclination)* – линейный дефект кристаллического строения, представляющий собой область упругого искажения кристаллической решетки, связанный с поворотом одной части кристалла относительно другой (граница области незавершенного поворота в кристалле); дисклинации являются носителями ротационных мод пластичности.

*Наноструктурные материалы (nanostructure materials)* представляют собой поликристаллические материалы, основные структурные элементы которых (кристаллиты, волокна, слои) имеют размеры примерно от 1 до 100 нм ( $1 \text{ нм} = 10^{-9} \text{ м}$ ) при объемной доле таких структурных единиц не менее 50 %.

*Нанотехнологии (nanotechnologies)* – это создание и использование материалов, устройств или систем, структура которых регулируется в нанометровом масштабе, т. е. в диапазоне размеров атомов, молекул.

*Усталостное разрушение (endurance failure)* – разрушение материала под действием циклических нагрузок, непрерывно меняющихся по величине и часто по знаку.

*Релаксация напряжений (relaxation of stress)* – процесс самопроизвольного уменьшения напряжений с течением времени при сохранении постоянства общей деформации.

### 3.1. Введение

Создание новой техники и передовой технологии непосредственно связано с развитием и качественным улучшением свойств и служебных характеристик металлических материалов. Среди них особое место занимают пружинные стали и сплавы, используемые в приборо- и машиностроении для изготовления различных упругих элементов ответственного назначения. Специфические условия работы большинства пружинных изделий требуют применения сталей и сплавов с высоким уровнем прочностных и упругих свойств, достаточной пластичности, повышенной релаксационной и усталостной стойкости.

Пружинные сплавы являются высокопрочными материалами, поскольку способность воспринимать и передавать значительные силовые нагрузки, исключая при этом возможность протекания даже малейшей остаточной деформации, – это одно из основных функциональных свойств упругих элементов (рис. 3.1). Поэтому для таких материалов, в качестве служебного показателя, принято использовать не предел текучести, а более жесткий параметр – предел упругости\*.

---

\* Напомним, что эти характеристики (предел текучести и предел упругости) являются сходными по физическому смыслу, поскольку определяют сопротивление материала малым пластическим деформациям и различаются между собой только допуском на остаточную деформацию – десятые доли (обычно 0,2 %) для условного предела текучести и сотые (и даже тысячные) доли процента для условного предела упругости. Фактически эти величины позволяют судить о тех напряжениях, при достижении которых наблюдается переход от упругой деформации материала к пластической.



Рис.3.1. Рабочая область нагружения упругих элементов

Подобное качество особо важно для пружин, используемых для точных приборов, а также для прецизионных измерительных устройств. Кроме того, такие изделия обычно эксплуатируются в условиях преобладающего воздействия крутящих и изгибных нагрузок. При такой схеме нагружения максимальные напряжения возникают на поверхности упругих элементов. Данное обстоятельство закономерно диктует необходимость применения высокопрочных материалов, характеризующихся повышенным сопротивлением пластической деформации поверхностных участков. Вот почему очевидное внимание могут привлекать технологии, позволяющие целенаправленно обеспечивать поверхностное упрочнение таких материалов. Среди них очевидный интерес могут представлять методы поверхностной обработки, основанные на применении пластического деформирования.

С помощью широко применяемых методов окончательной обработки (шлифование, хонингование, доводка) создается необходимая форма деталей с заданной точностью, однако при этом не всегда обеспечивается оптимальное качество поверхностного слоя. Оно достигается поверхностной пластической деформацией, при которой стружка не образуется, а происходит тонкое пластическое деформирование поверхностного слоя. В результате упрочняется поверхностный слой, повышаются его эксплуатационные свойства [2].



ППД осуществляется инструментом, деформирующие элементы которого (шарики, ролики или тела иной конфигурации) взаимодействуют с обрабатываемой поверхностью по схемам качения, скольжения или внедрения.

По характеру взаимодействия инструмента с деталью методы поверхностного деформирования подразделяется на статические и ударные [3].

Статическое поверхностное деформирование осуществляется перемещением инструмента вдоль обрабатываемой поверхности с постоянной или закономерно изменяющейся силой деформирования или глубиной внедрения. В зоне контакта инструмента с деталью образуется область пластического течения – очаг деформации, размеры которого зависят от технологических факторов. При перемещении инструмента последовательно деформируется поверхностный слой детали.

Ударное поверхностное деформирование осуществляется нанесением инструментом случайно распределенных или регулярных ударов по детали. Размеры очага деформации зависят от кинетической энергии, сообщаемой инструменту. Обработку обычно ведут так, чтобы пластические отпечатки покрыли обрабатываемую поверхность с определенной степенью перекрытия.

Соответственно в первом случае (статическое деформирование) поверхностное упрочнение обеспечивается таким широко известным технологическим приемом как накатывание стальным шариком или роликом. Другой достаточно распространенный метод такого вида обработки – дорнование. Оно применяется обычно для обработки отверстий и заключается в деформирующем протягивании (калибровании) инструмента относительно обрабатываемой поверхности изделия.

Во втором случае (ударное деформирование) преимущественное применение получил дробеструйный наклеп за счет кинетической энергии потока чугунной или стальной дроби. Может применяться также виброударная обработка – когда деталь обрабатывается так называемыми рабочими телами в замкнутом объеме контейнера при его вибрации.

### **3.2. Структурные особенности фрикционной обработки**

В условиях трения скольжения в поверхностном слое металлических материалов наблюдаются заметные структурные изменения. Они инициируются сильной пластической деформацией в зоне фрикционного контакта соприкасающихся материалов, их возможным разогревом вследствие выделения тепла трения, влиянием окружающей среды. Установлено, что в тонком приповерхностном слое (обычно глубиной до 10 мкм) образуются структуры нанокристаллического масштаба. Показано также, что формирование подобной структуры осуществляется преимущественно ротационным (поворотным) механизмом деформации, носителем которого являются дисклинации [4–7].

Формирование нанокристаллических структур на поверхности трения вызывается особенностями напряженного состояния, возникающего в зоне фрикционного контакта [7]. Вследствие присутствия очевидных неровностей на поверхности соприкасающихся материалов их контакт осуществляется на отдельных элементарных площадках – так называемых пятнах касания. Примыкающие к таким участкам микрообъемы материала испытывают упругопластическую деформацию (рис. 3.2).

Каждая отдельная движущая микронеровность приводит к формированию в поверхностном слое сопряженного тела двух зон нагружения – соответственно в виде сжимающих и растягивающих напряжений [8; 9]. В зоне сжатия деформация осуществляется в условиях сдвига под давлением. Возникающие при этом высокие сжимающие напряжения тормозят образование и распространение зародышевых трещин, что стимулирует в итоге возможность развития в поверхностном слое контактирующего материала интенсивной пластической деформации. Причем особенность такого экстремально высокого формоизменения состоит в активном прохождении ротационного механизма пластической деформации [8].

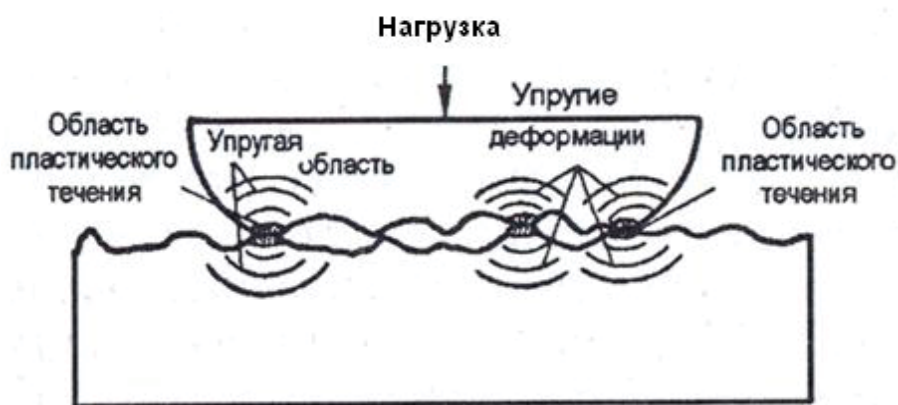


Рис. 3.2. Местная упругопластическая деформация в зоне фрикционного контакта [7]

Последующее перемещение микронеровностей приводит к тому, что микроучастки материала, ранее испытывавшие деформацию сжатием, в дальнейшем попадают в область действия растягивающих контактных напряжений. В результате в этих микроучастках уже создаются условия для появления микротрещин, развитие которых способно стимулировать образование частиц износа [5; 7].

Рассмотренная схема фрикционного деформирования показывает, что в указанных условиях деформация представляет собой довольно сложный процесс пластического формоизменения материала. Помимо собственно сдвиговой деформации, осуществляемой на начальных стадиях фрикционного нагружения посредством дислокационного механизма (скольжением и двойникованием), активную роль играет и альтернативный способ деформации – ротационный (поворотный). Он характеризуется относительными разворотами структурных элементов материала на углы в десятки градусов. В результате создаются условия для формирования сильно развитой фрагментированной структуры трения с отчетливо выраженными большеугловыми границами – ультрадисперсного и даже более тонкого, нанокристаллического масштаба.

Так, если образовавшаяся высоко фрагментированная структура трения характеризуется повышенным сопротивлением износу, то это позволяет обеспечить накопление большей по величине пластической деформации в тонком поверхностном слое нагруженного материала до момента необратимого нару-

шения его сплошности, т. е. разрушения. В результате может быть сформирована более тонкая структура нанокристаллического размера. При этом дисперсность таких структур трения в заметной мере может определяться также и фазовым составом обрабатываемого материала. Например, наличие малого числа действующих систем скольжения (ГПУ кристаллы с базисным скольжением, ГЦК кристаллы с планарным скольжением дислокаций) обычно приводит к скорому исчерпанию возможностей сдвигового механизма деформации и переходу к конкурирующему способу деформирования – ротационному способу остаточного формоизменения [5; 10]. Подобная картина в процессе деформации может наблюдаться в  $\epsilon$ -фазе (ГПУ решетка) в высокомарганцевых сплавах железа, а также в  $\gamma$ -фазе (ГЦК решетка) азотсодержащих аустенитных сталей.

Вместе с тем возможное разрушение поверхностного слоя (в зоне действия растягивающих напряжений), сопровождающееся отделением от него частиц материала в виде продуктов изнашивания, требует при назначении технологического режима обработки определенной регламентации допустимой пластической деформации. Иными словами, при выполнении фрикционного нагружения следует учитывать не только явный эффект деформационного наклепа, но и обусловленную подобной обработкой вероятность накопления несплошностей материала.

Использование фрикционного деформирования с целью эффективного воздействия на структурное состояние с изменением свойств материалов может оказаться вполне успешным. При этом в большинстве случаев, получивших успешную практическую реализацию, подобная поверхностная обработка рассматривается, главным образом, как технологический способ, направленный на обеспечение существенного улучшения износостойкости деталей и инструментов, благодаря чему в значительной мере достигается повышение их служебных характеристик.

Вместе с тем подобный метод деформационного упрочнения, путем контактного нагружения, может представлять научный и практический интерес и

для изделий тонкого сечения. В этом отношении удобным объектом изучения могут быть упругие элементы (пружины), полученные из длинномерных заготовок с малой величиной поперечного сечения. Примером таких изделий можно считать ленточные изделия, которые получаются, например, путем плющения проволочных (круглых) полуфабрикатов. В этом случае возможное деформационное упрочнение, вносимое в результате трения, может распространяться на такую глубину, которая сопоставима с размером самого поперечного сечения ленточного изделия. При этом приоритетное значение применительно к ленточным материалам могут иметь такие свойства, которые оказываются наиболее важными именно для пружинных изделий, – сопротивление малым пластическим деформациям, релаксационная устойчивость, сопротивление повторному нагружению (эффект Баушингера), усталостная стойкость.

В качестве пружинных материалов, для которых может быть приемлем метод поверхностного пластического деформирования, следует выделить так называемые пружинные стали общего назначения. К этому типу принято относить преимущественно углеродистые и легированные стали перлитного класса (обрабатываемые патентированием в сочетании с холодным волочением) и мартенситного класса (подвергаемые закалке с отпуском). Кроме того, самостоятельный интерес могут представлять также стали и сплавы, в которых оказывается возможным реализация эффектов, основанных на изменении фазового состояния в ходе фрикционного нагружения. В частности, при трении следует ожидать стимулирование полиморфного превращения в тех сплавах аустенитного класса, которые способны испытывать фазовый переход  $\gamma \rightarrow \alpha$  в ходе пластической деформации.

### **3.3. Влияние упрочняющей фрикционной обработки на структуру и свойства пружинной стали мартенситного класса**

В настоящем разделе изучено влияние поверхностной фрикционной обработки на структуру и свойства пружинной стали мартенситного класса [11]. Материалом исследования послужили ленточные образцы стали 70C2XA, являющейся классическим материалом для упругих элементов, в частности для часовых пружин. Содержание основных элементов составляет (мас. %): 0,71 C; 1,52 Si; 0,54 Mn и 0,83 Cr.

Образцы из этой стали получены по следующей схеме. Предварительно проволоочная заготовка диаметром 2,15 мм подверглась патентированию (аустенитизация при 920 °C + изотермическое превращение на тонкопластинчатый сорбит при ~ 600 °C в течение 2 минут). Затем проволока подверглась плющению в ленту сечением 0,40 × 4,50 мм. Длина образцов – 120 мм. Их термическая обработка состояла в закалке от 860 °C (нагрев в соляной ванне длительностью 5 мин с последующим охлаждением в масле) и заключительном отпуске при 400 °C в течение 1 ч.

Часть ленточных образцов после закалки подверглась фрикционному деформированию (с обеих сторон) в режиме сухого трения путем механического воздействия твердосплавного индентора, имевшего рабочую головку полусферической формы радиусом 2,5 мм. Использование такой геометрии рабочей части индентора продиктовано свойствами обрабатываемого материала – закаленная сталь данного состава характеризуется повышенной твердостью, и необходимое давление при заданной внешней нагрузке можно обеспечить путем точечного контакта с индентором. Нагружение проводилось на установке для испытания на изнашивание при давлении 300 Н и скорости скольжения 0,22 м/с. Реверсивное перемещение индентора с последующим поперечным смещением позволило обработать образец по всей поверхности и практически исключить его разогрев. Трение осуществлялось при комнатной температуре на воздухе.

Схематическое изображение такого способа фрикционного деформирования показано на рис. 3.3.

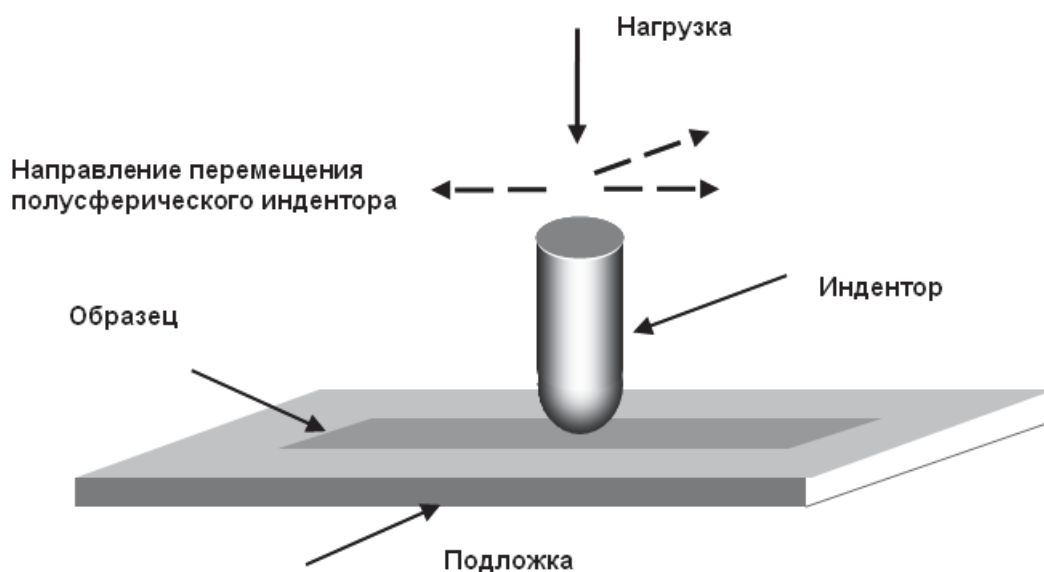


Рис.3.3. Схема фрикционной обработки полусферическим индентором

Рентгенографический фазовый анализ использовался для определения периодов решетки мартенсита и содержания в нем углерода путем анализа тетрагонального дублета линий, полученных отражением от совокупности плоскостей  $\{211, 121\}$  и  $\{112\}$ .

Электронно-микроскопическое исследование тонких фольг на просвет представлено на рис. 3.4, 3.5, 3.6.

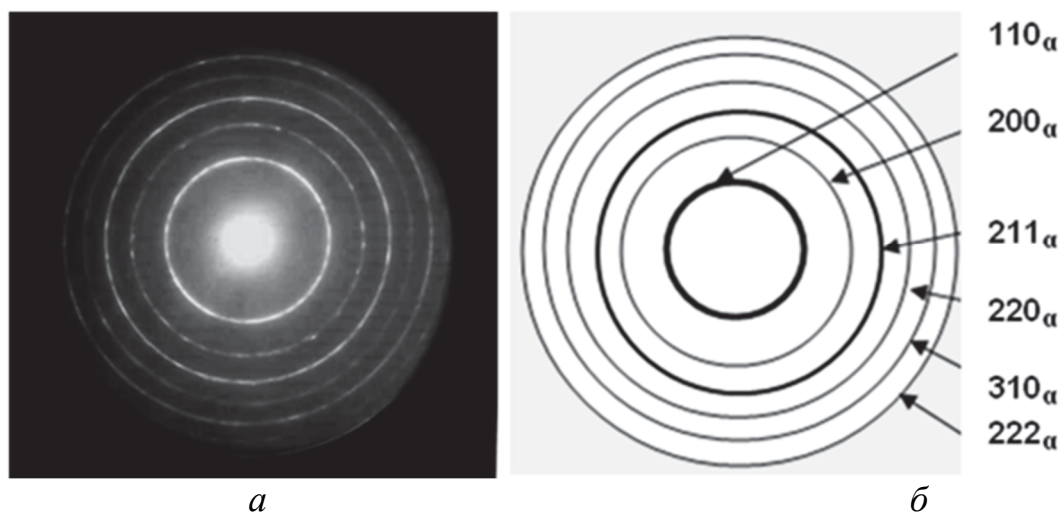


Рис.3.4. Кольцевая электронограмма (а) закаленного ленточного образца стали 70C2XA и схема ее расшифровки (б)



Анализ электронограммы показывает (рис. 3.4), что в закаленном состоянии отчетливо регистрируются отражения от плоскостей  $\alpha$ -фазы.

Структура закаленной стали представляет собой характерный морфологический тип пакетного мартенсита (рис. 3.5 *а*). Его кристаллы имеют форму примерно одинаково ориентированных тонких пластин, компактно прилегающих друг к другу и образующих в целом относительно равноосный пакет.

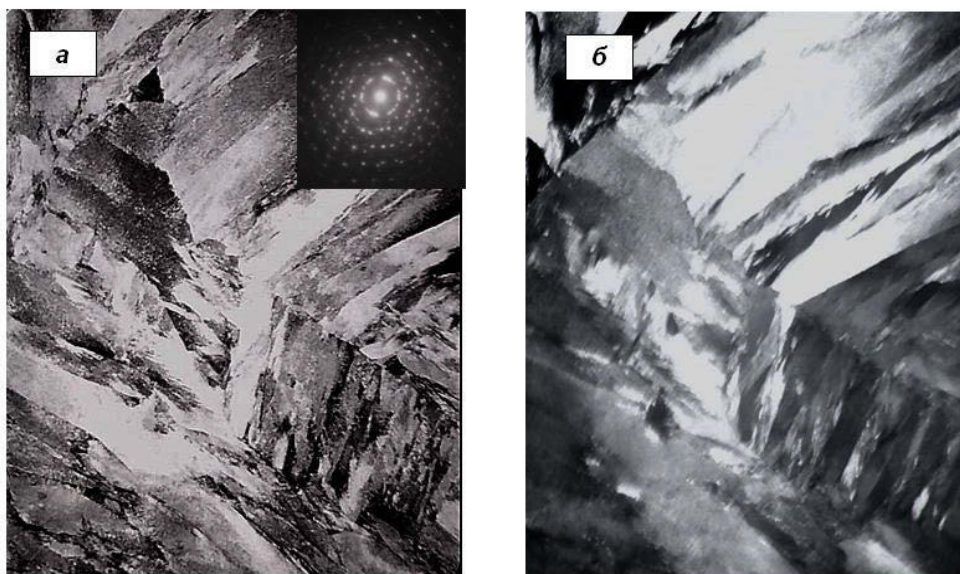


Рис. 3.5. Структура стали 70C2ХА после закалки от 860 °С: *а* – светлопольное изображение; *б* – темнопольное изображение в рефлексе  $(110)_\alpha$

Последующий отпуск приводит к получению структуры троостита отпуска – высокодисперсной феррито-карбидной смеси (рис. 3.6 *а, в*). При этом обычно сохраняется достаточное пересыщение матричного  $\alpha$ -твердого раствора. Вследствие малости размеров карбидной фазы присутствие ее частиц на светлопольных изображениях обнаружить довольно сложно (рис. 3.6 *в*). Однако микродифракционная картина фиксирует наличие рефлексов, которые следует интерпретировать как отражение от карбидной фазы (рис. 3.6 *г*). На темнопольном изображении также регистрируются рефлекссы от карбидных выделений (рис. 3.6 *б*).

На рис. 3.7 представлена микроструктура закаленной и отпущенной стали, подвергнутой фрикционному деформированию. Тонкая структура в данном случае характеризуется существенными отличиями. Это проявляется в резко

выраженной дисперсности фрагментов (размером до 50...100 нм), имеющих форму, близкую к равноосной (рис.3.7 *а*). На микродифракционной картине фиксируются многочисленные точечные рефлексы, расположенные на дебаевских кольцах. Темнопольное изображение (рис.3.7 *б*) подтверждает наличие сильно фрагментированной матричной фазы.

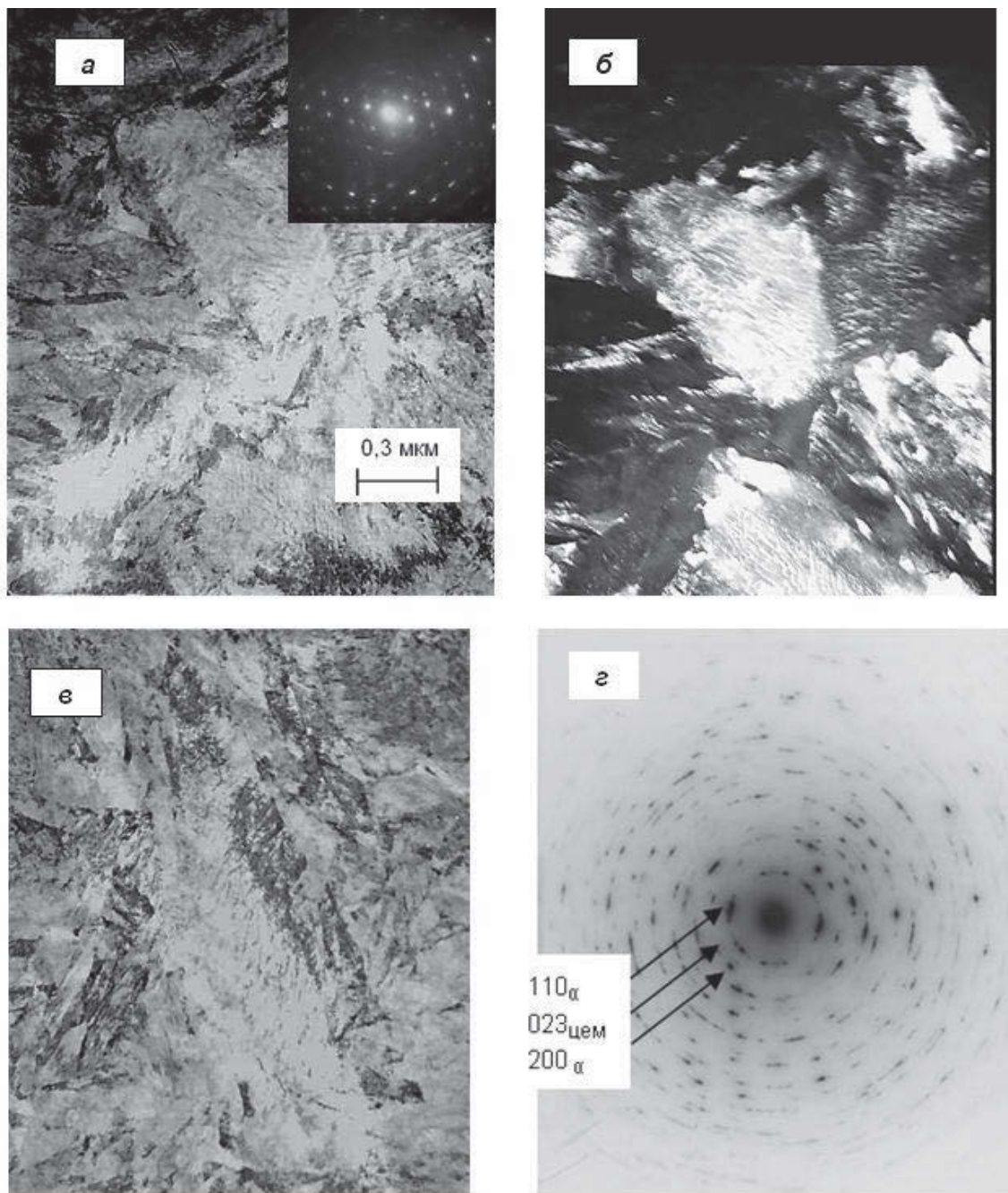


Рис. 3.6. Структура стали 70C2ХА после закалки от 860 °С и отпуска при 400 °С, 1 ч:  
*а, в* – светопольное изображение; *б* – темнопольное изображение в рефлексе  $(110)_\alpha$ ;  
*г* – микродифракционная картина

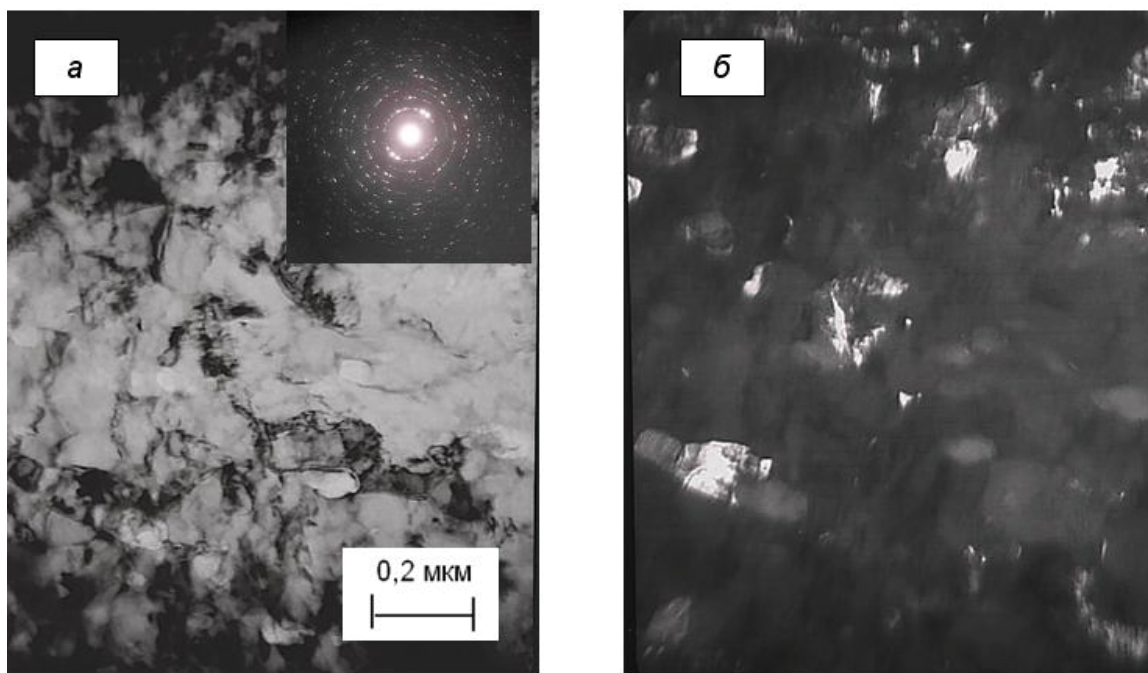


Рис.3.7. Структура стали 70C2ХА после закалки от 860 °С (масло), фрикционной обработки и отпуска 400 °С, 1 ч: *а* – светлопольное изображение; *б* – темнопольное изображение в рефлексе (110)<sub>α</sub>

В табл. 3.1 приведены результаты измерения периода решетки мартенсита после указанных обработок и оценка степени тетрагональности решетки мартенсита.

Таблица 3.1

Результаты определения периодов решетки мартенсита

Обработка	$a$ , нм	$c$ , нм	$c/a$	Содержание углерода, %
Закалка 820 °С	0,2858	0,2932	1,026	0,65
Закалка 820 °С + трение	0,2868	0,2879	1,004	0,2

Роль трения удастся зафиксировать для закаленного состояния – в этом случае степень тетрагональности мартенсита  $c/a$  оказывается ниже. Расчет содержания углерода на основе оценки степени тетрагональности показывает вполне разумные результаты для стали 70C2ХА. Так, в закаленном состоянии содержание углерода в мартенсите близко к 0,65 %, но после трения оно резко падает приблизительно до 0,2 % углерода. Последний результат отражает определенную тенденцию: фрикционное нагружение стимулирует деформационный распад тетрагонального мартенсита (динамическое деформационное старение). Считается, что в подобных условиях деформации углерод уходит из  $\alpha$ -твердого

раствора и осаждается на размноженных дислокациях, обеспечивая их эффективную блокировку [12; 13].

В табл. 3.2 представлены данные, характеризующие прочностные свойства обработанных ленточных образцов. Поверхностное фрикционное деформирование приводит к очевидному повышению микротвердости  $H_{50}$  и условного предела упругости  $\sigma_{0,03}$ \*. При этом по сравнению со значениями предел упругости относительно больший эффект регистрируется для показателей микротвердости (прирост на 10 % и 23 % соответственно).

Таблица 3.2

Результаты измерения микротвердости и предела упругости стали 70C2XA

Вид обработки	$H_{50}$	$\sigma_{0,03}$ , МПа
Закалка 860 °С, масло	505	–
Закалка 860 °С, масло + отпуск 400 °С, 1 ч	395	2550
Закалка 860 °С, масло + трение	580	–
Закалка 860 °С, масло + трение + отпуск 400 °С, 1 ч	485	2780

Результаты усталостных испытаний приведены на рис. 3.8. Здесь можно выделить вполне ожидаемый результат: дополнительная обработка трением существенно усиливает сопротивление циклическому нагружению. Если прочностные характеристики ( $H_{50}$ ,  $\sigma_{0,03}$ ) возрастают относительно умеренно (до 15 %), то усталостные свойства более чувствительно реагируют на фрикционную обработку: число циклов до разрушения увеличивается 3 раза.

Как показала оценка механических свойств, фрикционное деформирование приводит к наклепу закаленной стали, воздействие которого сохраняется и после проведения заключительного отпуска. Это обусловлено не только более интенсивным размножением дислокаций в относительно тонком приповерхностном слое, но и значительной фрагментацией кристаллов мартенсита. В последнем случае, видимо, приходится учитывать относительно сложную схему про-

---

\* Значения  $\sigma_{0,03}$  приведены только для отпущенных образцов. Это связано с особенностью методики измерения этой характеристики при изгибном нагружении: при попытке заправить в измерительное кольцо закаленные ленточные образцы происходило их хрупкое разрушение.



цесса деформирования в условиях трения скольжения [6]. Помимо сдвиговой (трансляционной) деформации, имеет место также ротационное (поворотное) формоизменение. В целом это может приводить к очень интенсивной пластической деформации, сопровождающейся аномально сильным фрагментированием кристаллов мартенсита.

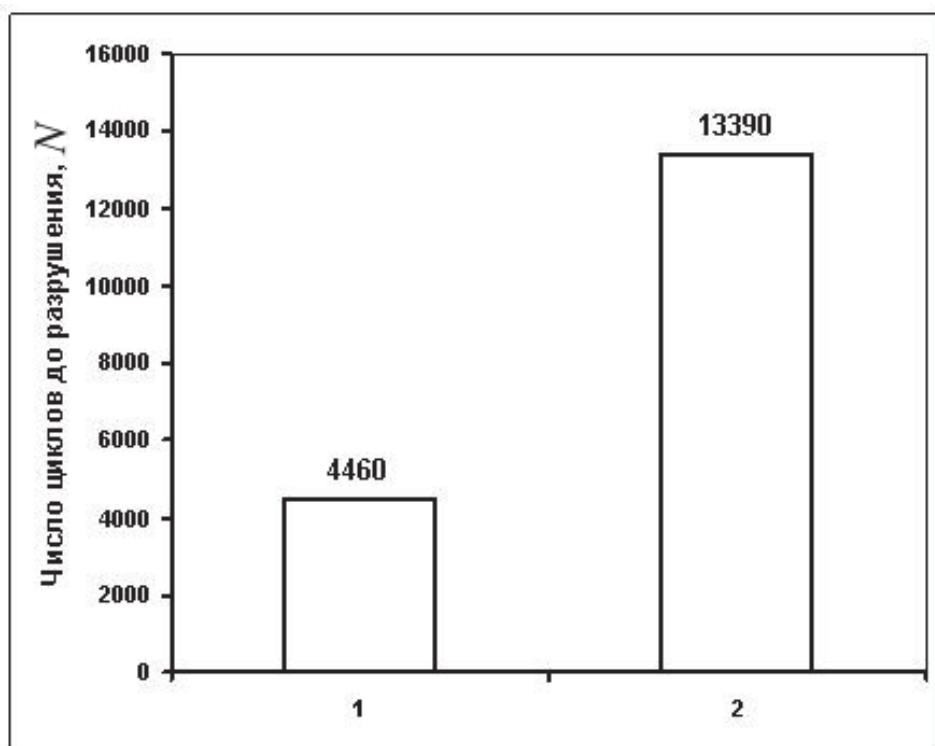


Рис. 3.8. Результаты усталостных испытаний ленточных образцов стали 70C2ХА:

1 – закалка 860 °С + отпуск 400 °С, 1 ч;

2 – закалка 860 °С + трение + отпуск 400 °С, 1 ч

Предполагается также, как отмечалось, развитие динамического деформационного старения [6]. В условиях максимально высокой пластической деформации, вызываемой трением, возможен частичный распад матричной фазы. Результатом этого является образование примесных атмосфер на дислокациях, что приводит к резкому снижению их подвижности. По имеющимся оценкам [13] суммарное количество углерода, сосредоточенное в дислокационных атмосферах, может достигать 0,8...1,0 мас. %.

В силу того, что лучший эффект упрочнения фиксируется при измерении микротвердости, можно полагать, что больший вклад дают увеличение плотности дислокаций и фрагментация кристаллов мартенсита.

Поверхностная обработка закономерным образом отражается на сопротивлении усталостному разрушению. Такой способ деформирования, как дополнительное упрочнение трением, обеспечивает не только наклеп, но и создание благоприятной схемы напряженного состояния. При этом доминирующую роль играют сжимающие напряжения [4].

### **3.4. Фрикционное деформирование пружинной стали аустенитного класса: особенности структуры и свойств**

Далее в качестве примера приведено исследование стали Fe-Cr-Ni-вой композиции марки ЗИ-126 (12Х17Н8Г2С2МФ), относящейся к группе аустенитных сталей с нестабильной  $\gamma$ -фазой [14–16]. Содержание основных элементов составило (мас. %): 0,12 С; 6,61 Cr; 8,05 Ni; 1,39 Si; 1,93 Mn; 1,18 Mo и 0,81 V. В такой стали, благодаря протеканию деформационного полиморфного  $\gamma \rightarrow \alpha$  превращения, вероятна реализация более разнообразных структурных состояний в условиях дополнительной поверхностной фрикционной обработки. Соответственно, представляется возможным получение более заметных эффектов.

Материалом послужили ленточные образцы сечением  $0,40 \times 3,50$  мм.

Предварительная обработка осуществлялась по классической схеме термомеханического упрочнения метастабильной аустенитной стали: а) закалка на пересыщенный  $\gamma$ -твердый раствор (от 1070 °С), б) последующая холодная пластическая деформация по комбинированному режиму, включающему волочение проволоки (с обжатием 40 %) и затем плющение в ленту, и в) заключительное деформационное старение (при 470 °С, 1 ч).

В эту схему включалась (перед старением) дополнительная обработка плющеной ленты трением. Схема термомеханического упрочнения ленточных образцов стали ЗИ126 представлена на рис. 3.9.

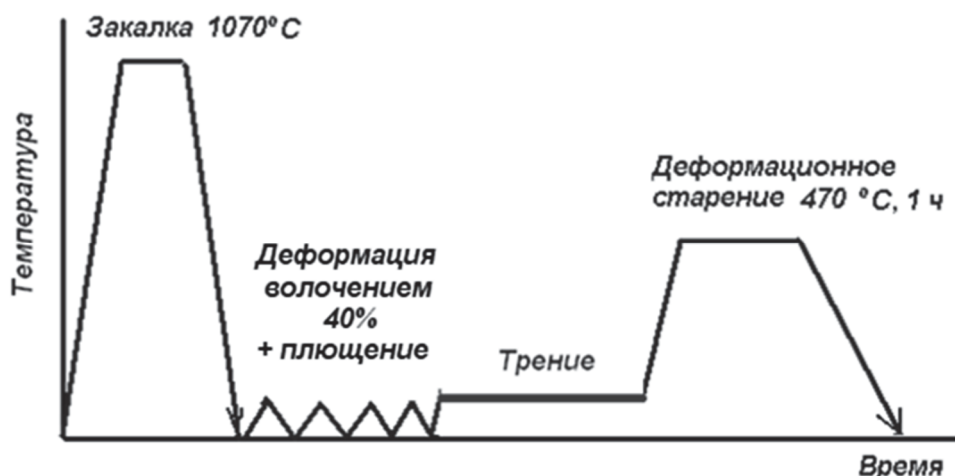


Рис.3.9. Схема комбинированной обработки аустенитной стали 3И126

Фрикционное нагружение осуществлялось твердосплавным индентором, рабочая часть которого имела цилиндрическую форму диаметром 6 мм. Для предотвращения прилипания индентора к образцу трение выполнялось со смазкой МС-20. Нагружение проводилось при давлении 200 Н и скорости скольжения 0,13 м/с. Такой режим трения практически исключил процесс фрикционного разогрева обрабатываемого материала. Ход индентора составлял 75 мм, количество двойных проходов (вперед-назад) – 200.

Такая обработка для каждого образца осуществлялась с обеих сторон. Учитывая, что диаметр индентора (6 мм) с запасом перекрывал ленту по ширине (3,5 мм), движение самого индентора проводилось реверсивно без поперечного смещения (рис. 3.10).



Рис. 3.10. Схема фрикционной обработки цилиндрическим индентором



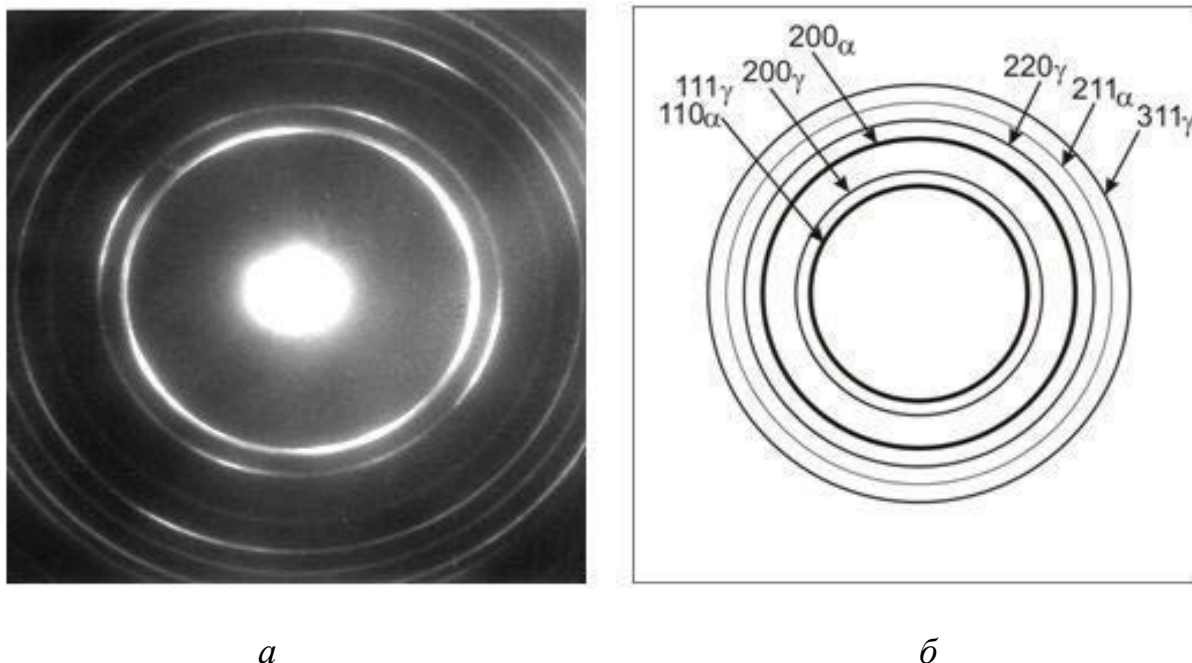


Рис. 3.11. Кольцевая электронограмма (*a*) деформированного ленточного образца стали ЗИ126 и схема ее расшифровки (*б*)

На рис. 3.11 представлено типичное электрографическое изображение структуры исследуемой стали. Стандартная расшифровка кольцевой электронограммы свидетельствует о наличии двух фаз – основной фазы с ГЦК решеткой (аустенита) и второй фазы с решеткой ОЦК. Этот факт подтверждает присутствие в структуре указанной аустенитной стали мартенсита деформации ( $\alpha$ -фазы). Согласно имеющимся рентгенографическим данным, после такой обработки (холодное волочение на 40 % и последующее плющение в ленту) в стали ЗИ126 фиксируется около 20 % мартенситной фазы.

Электронно-микроскопические изображения структуры стали после закалки на пересыщенный  $\gamma$ -твердый раствор и последующее деформирование (без трения и с трением) представлены на рис. 3.12, 3.13. В случае обычной деформационной обработки (по схеме «волочение + плющение») происходит активное развитие полиморфного превращения  $\gamma \rightarrow \alpha$ . При этом наблюдается формирование характерной структуры сильно деформированного материала: наличие развитой фрагментированной структуры с повышенной плотностью дислокаций и заметным присутствием деформационных двойников (рис. 3.12).

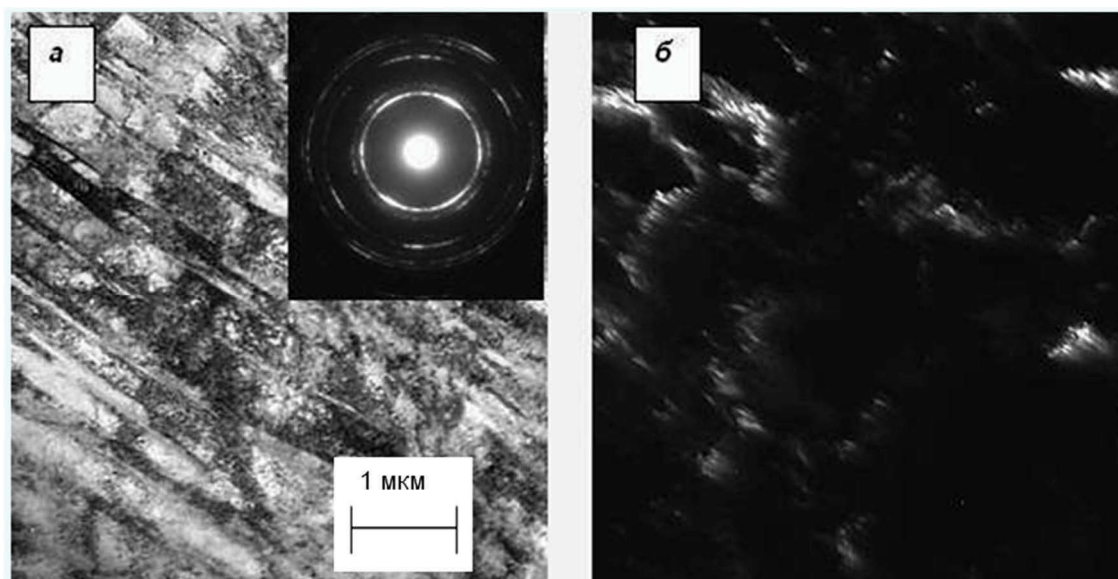


Рис. 3.12. Тонкая структура деформированных ленточных образцов стали 3И126:

*a* – светлопольное изображение;

*б* – темнопольное изображение в рефлексе  $(111)_\gamma$

На рис. 3.13 представлены электронно-микроскопическое и темнопольное изображения структуры аустенитной стали после обработки, включающей фрикционное нагружение трением.

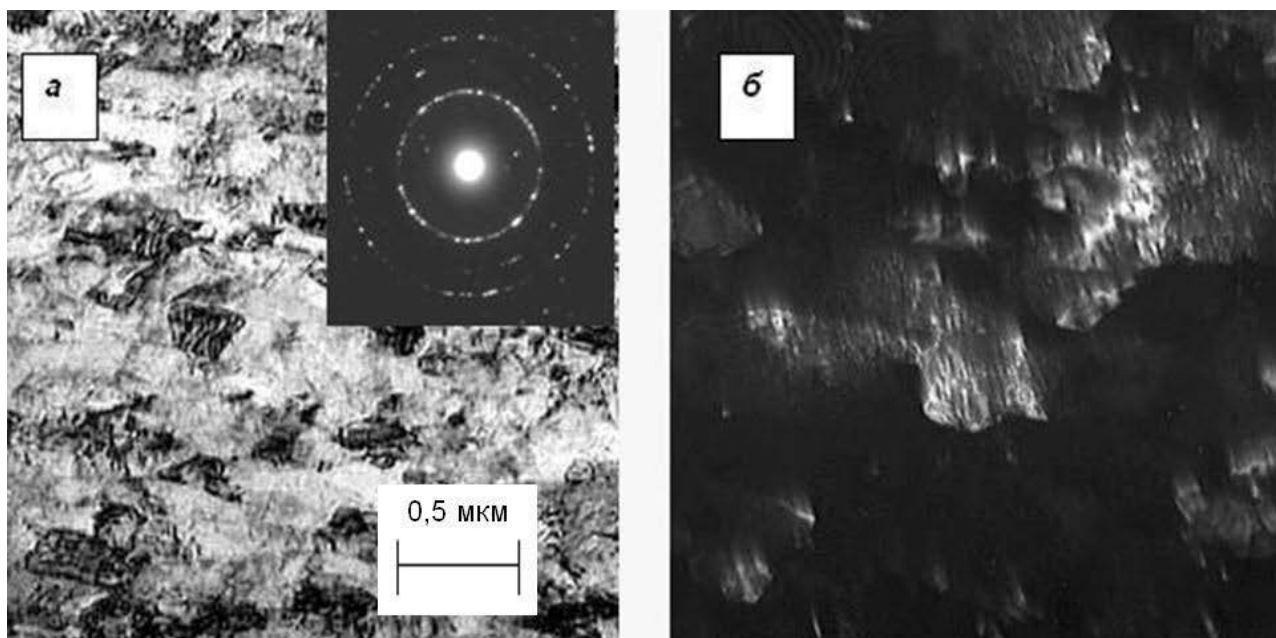


Рис. 3.13. Структура деформированной стали 3И126, подвергнутой дополнительной обработке трением: *a* – светлопольное изображение; *б* – темное поле в рефлексе  $(011)_\alpha$

Можно отметить более выраженную дисперсность микроструктуры, приближающуюся к нанокристаллическому масштабу. Следует сказать, что анали-

зируемый участок – это приповерхностный слой, простирающийся от исходной поверхности ленточного образца на глубину не более 10 мкм. Кроме того, в структуре фиксируется заметно большее количество мартенсита, причиной чего является та дополнительная деформация, которая инициируется в стали в результате прохождения индентора. По данным рентгенографического анализа, после обработки трением в стали 3И126 регистрируется 32 % мартенсита деформации, что примерно в полтора раза больше, чем в исходном (т. е. без трения) состоянии.

Следует отметить особый характер микродифракционной картины. Если в случае ленточных образцов, прошедших обычную комбинированную обработку, микродифракция характеризуется сильно размытыми кольцевыми рефлексами, свидетельствующими о наличии деформированной матрицы, то для образцов, подвергнутых трению, картина оказывается заметно иной. Как видно, вместо сплошных размытых колец фиксируются точечные уколы. По внешним признакам подобный вид дифракционного изображения обычно характерен для случая прохождения в материале первичной рекристаллизации, хотя в данном случае сохранение упрочненного состояния подтверждается повышенными значениями прочностных свойств [17].

Данные об уровне прочностных характеристик и усталостной стойкости приведены в табл. 3.3.

Таблица 3.3

Влияние поверхностной фрикционной обработки на прочностные  
и усталостные свойства аустенитной стали 3И126

Обработка	Предел упругости $\sigma_{0,03}$ , МПа	Микротвердость $H_{50}$	Число циклов до разрушения $N$
Закалка + деформация 40 % + старение 470 °С, 1 ч	1250	245	4580
Закалка + деформация 40 % + трение + старение 470 °С, 1 ч	1390	309	11640

На рис. 3.14 представлены данные, иллюстрирующие относительную величину баушингеровской деформации, характеризующей эффект Баушингера\* после полного цикла термомеханической обработки (т. е. по схеме «закалка + + наклеп + старение»). Относительная величина баушингеровской деформации фиксировалась как отношение разницы пределов упругости прямого ( $\sigma_{\text{пн}}$ ) и обратного нагружения ( $\sigma_{\text{он}}$ ) к величине предела упругости прямого нагружения, т. е.:  $(\sigma_{\text{пн}} - \sigma_{\text{он}}) / \sigma_{\text{пн}}$ .

Фрикционное деформирование повышает условный предел упругости в случае прямого нагружения, но понижает его при повторном деформировании в обратном направлении. В результате величина баушингеровской деформации возрастает.

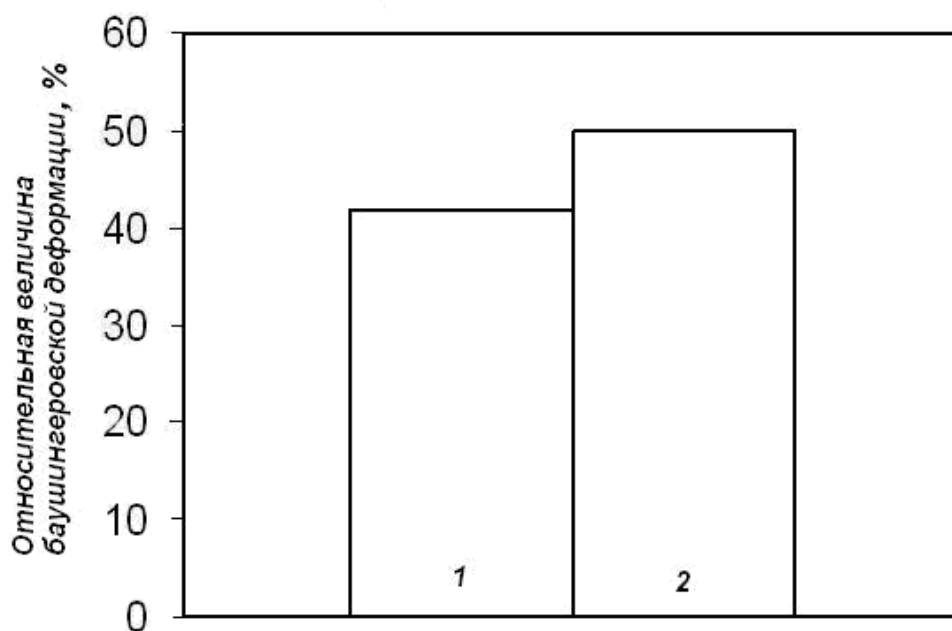


Рис.3.14. Влияние обработки трением на проявление эффекта Баушингера:

1 – закалка 1070 °С + деформация 40 % + старение 470 °С, 1 ч;

2 – закалка 1070 °С + деформация 40 % + трение + старение 470 °С, 1 ч

Полученные данные хорошо согласуются с имеющимися в литературе сведениями о том, что в случае более сильного упрочнения материала проявление эффекта Баушингера фиксируется заметней [18]. Такой результат

---

\*Эффект Баушингера состоит в том, что материал, подвергнутый слабой пластической деформации нагрузкой одного знака, при последующей перемене знака нагружения обнаруживает пониженное сопротивление малым пластическим деформациям (т. е. имеет уменьшенные значения пределов упругости или текучести).

корректно можно объяснить с позиции существующих дислокационных моделей. Обработки, обеспечивающие эффективное размножение дислокаций (в данном случае дополнительное трение), закономерно повышают сопротивление деформированию при прямом нагружении. Соответственно, сильнее проявляется ослабление сдвигу при обратном нагружении.

На рис. 3.15 приведены сведения о релаксационной стойкости исследованной стали при повышенных температурах (400...450 °С). Видно, что обработка трением благоприятно отразилась на величине теплостойкости стали. Такое улучшение релаксационной стойкости может быть обусловлено термической стабилизацией сильно развитой субзеренной структуры вследствие активного размножения дислокаций и их закрепления сегрегациями примесных атомов внедрения (углерода).

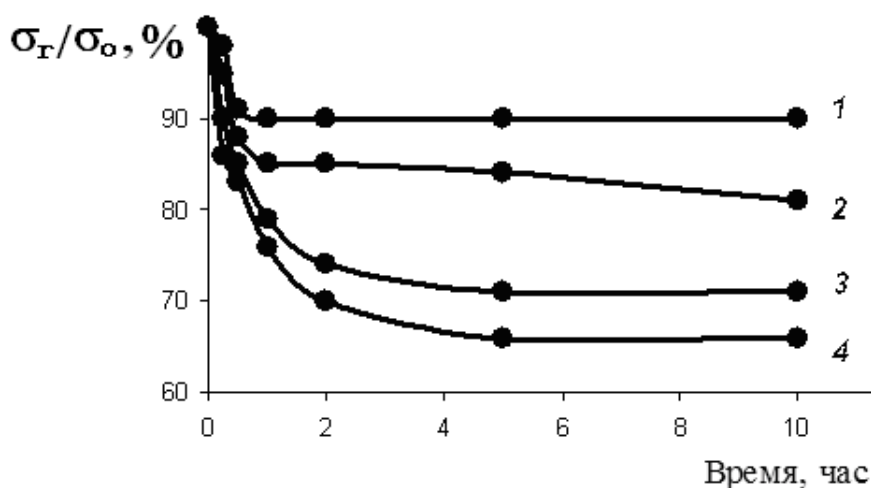


Рис.3.15. Зависимость относительной релаксационной стойкости стали 3И-12 ( $\varepsilon = 40\%$ ) от времени релаксации (1, 2 –  $t_{\text{рел}} = 400$  °С; 3, 4 –  $t_{\text{рел}} = 450$  °С):

1 – закалка + деформация 40 % + трение + старение 470 °С; 2 – закалка + деформация. 40 % + старение 470 °С; 3 – закалка + деформация. 40 % + трение + старение 470 °С; 4 – закалка + деформация. 40 % + старение 470 °С

Были выполнены также эксперименты, связанные с изучением текстурообразования деформированных образцов и влиянием на этот процесс обработки трением. Для этого рентгенографически регистрировалась полюсная плотность  $P_{hkl}$  для отражений от плоскостей (111), (200), (220) и (311).

В табл. 3.4 приведены данные, характеризующие полюсную плотность для всех отражений. Как видно, более высокое значение полюсной плотности фиксируется для линии с индексами (220). Это означает, что отражающая плос-

кость типа  $\{110\}$  преимущественно ориентирована в плоскости ленты. Обращает внимание тот факт, что использование трения приводит к значительному ослаблению отражения (220). Это можно расценивать как снижение остроты текстуры образцов.

Таблица 3.4

Распределение полюсной плотности

Обработка	Полюсная плотность			
	$P_{111}$	$P_{200}$	$P_{220}$	$P_{311}$
Закалка + деформация 40 % + старение 470 °С, 1 ч	0,6	0,2	4,3	0,7
Закалка + деформация 40 % + трение + + старение 470 °С, 1 ч	1,0	0,1	2,1	0,8

Полученные данные согласуются с известными ранее результатами. О характере текстуры прокатки для ГЦК материалов известно, что в аустенитных сталях обычно формируется текстура прокатки типа  $\{110\} \langle 112 \rangle$ . В данных экспериментах подтверждено преимущественное расположение плоскости типа  $\{110\}$  параллельно плоскости ленты. При этом следует заметить, что в плющеной ленте можно было ожидать достаточно сложную текстуру. Это связано с особенностями условия деформирования при плющении – вначале проволоку подвергают волочению, а затем прокатке. Поэтому на начальных этапах такого сложного деформирования формируется аксиальная текстура (текстура волочения), которая на заключительном этапе (при плющении) переходит в текстуру прокатки. После такого комбинированного деформирования преобладающей становится текстура прокатки.

Полученные результаты свидетельствуют об ослаблении текстуры прокатки в случае применения дополнительного деформирования трением скольжением. Можно полагать, что такой результат обусловлен сложной схемой напряженного состояния, вызванного фрикционным нагружением. В этих условиях помимо сдвиговой может развиваться, как было сказано, также и ротационная деформация. Это приводит к очень сильной пластической деформации, сопровождающейся не только аномальным высоким фрагментированием зерен, но и их кристаллографическим разворотом.

Таким образом, приведенные данные позволяют утверждать, что поверхностная фрикционная обработка ленточных образцов хромоникелевой аустенитной стали 3И126 с нестабильной  $\gamma$ -фазой активизирует процесс деформационного  $\gamma \rightarrow \alpha$ -превращения, формируя структурное состояние, характеризующееся размерностью, близкой к нанокристаллическому масштабу. Подобная обработка трением закономерно вызывает деформационный наклеп поверхностных слоев, усиливая сопротивление усталостному разрушению и повышая релаксационную стойкость. В результате это положительно отражается на функциональных свойствах пружинных материалов, в частности, упругих элементов из аустенитных сталей.

### **3.5. Способ фрикционной обработки длинномерных ленточных заготовок**

Изложенная выше методика обработки трением была построена на применении устройства, предназначенного для испытания на износ. Основные недостатки такой схемы: а) необходимость последовательного деформирования закрепленного образца сначала с одной поверхности, а затем с другой; б) длина обрабатываемой поверхности ленточного образца лимитируется рабочим ходом индентора.

На рис. 3.16 приведена схема нагружения, позволяющая обеспечивать деформирование за счет трения путем принудительного протягивания ленточной заготовки между двумя инденторами (ножами), имеющими в рабочей части сферическую кривизну. В этом случае имитируется режим деформирования через закрепленные валки. При таком способе можно деформировать ленточные заготовки сколь угодно большой длины.

Ленточная заготовка протягивается через пару инденторов (ножей), имеющих заданный радиус закругления, при этом нижний индентор является жестко закрепленным, а верхний способен испытывать вертикальное перемещение. Нагрузка на верхний индентор передается через подвешенный груз. Вся установка крепится в тисках. Подбирая внешнюю нагрузку  $P$ , можно обеспечить регулируемое вертикальное нагружение на ленточную заготовку.



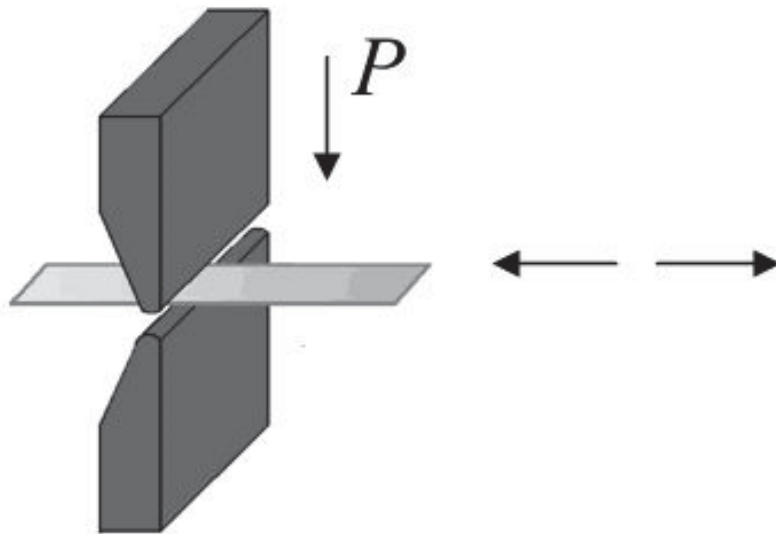


Рис. 3.16. Схема деформирования ленточной заготовки двумя инденторами

Снимок экспериментальной установки, в которой реализована схема деформирования ленточной заготовки сопряженными инденторами-ножами, приведен на рис. 3.17.

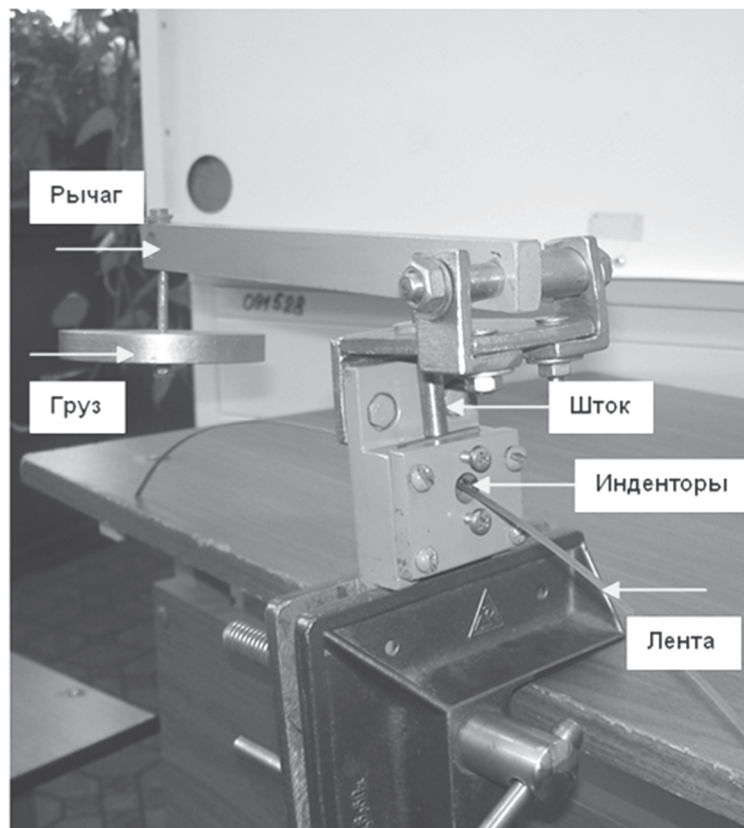


Рис. 3.17. Установка для поверхностного упрочнения ленточных заготовок методом протягивания через закрепленные инденторы



Смысл самой обработки трением состоит в том, чтобы создать локальное нагружение образца в поверхностном слое. При этом величина действующей нагрузки задается с учетом значения предела текучести материала, чтобы обеспечить упругопластическое деформирование в зоне контакта.

Освоение экспериментальной установки потребовало проведение специальных опытов по отысканию оптимальных режимов обработки трением ленточных образцов стали ЗИ126. При этом следовало выяснить возможное влияние следующих факторов: величины подвешенного груза  $G$ , радиуса кривизны инденторов  $R$  и числа проходов  $n$ . Для поиска оптимальных условий указанной обработки был использован метод планирования эксперимента (МПЭ) [19].

При выполнении эксперимента часто возникает задача выбора наиболее рациональной последовательности проведения опытов, а именно: из минимума экспериментальных данных получить максимум достоверной информации. При этом методы планирования эксперимента задают жесткую схему проведения опыта, от которой нельзя отступать.

В настоящем эксперименте в качестве параметра оптимизации (функции отклика) использовался такой показатель как микротвердость  $HV_{50}$ . Факторами (аргументами) являлись, соответственно, вес груза  $G$  ( $x_1$ ); число проходов через инденторы-ножи  $n$  ( $x_2$ ) и радиус закругления индентора  $R$  ( $x_3$ ).

Таким образом, был применен полный трехфакторный эксперимент типа  $2^3$ .

В табл. 3.5 представлены основной уровень, интервалы варьирования, а также верхний и нижний уровни.

Таблица 3.5

Уровни и интервалы варьирования факторов

Факторы	Вес груза $G$ , г ( $x_1$ )	Число проходов $n$ ( $x_2$ )	Радиус закругления $R$ , мм ( $x_3$ )
Основной уровень	1160	100	2
Интервал варьирования	580	50	1
Нижний уровень	580	50	3
Верхний уровень	1740	150	1

В табл. 3.6 представлены матрица планирования и полученные данные эксперимента. Указанные значения микротвердости представляют собой средние величины, полученные по результатам 10 параллельных измерений.

Таблица 3.6

Матрица планирования				
Номер опыта	$x_1$	$x_2$	$x_3$	$H_{50}$
1	580	50	3	312
2	1740	50	3	354
3	580	150	3	393
4	1740	150	3	402
5	580	50	1	297
6	1740	50	1	312
7	580	150	1	389
8	1740	150	1	465
9	1160	100	2	376

После расчетов коэффициентов регрессии уравнение имеет вид:

$$y = 365 + 17,7 x_1 + 46,7 x_2 - 0,3 x_3 + 11,7 x_1 x_2 x_3 \quad (3.1)$$

Анализ уравнения показывает, что исследуемые факторы действуют разнонаправлено; это является вполне ожидаемым результатом: повышение веса груза и числа проходов приводит к возрастанию функции отклика (микротвердости), в то время как увеличение радиуса кривизны вызывает обратный эффект. Наиболее сильно воздействующим фактором оказывается число проходов, а наименее влияющим – радиус кривизны.

Метод планирования эксперимента позволил выявить максимальное упрочнение ленточных образцов путем протягивания через инденторы с радиусом  $R = 1$  мм, с числом проходов  $n$ , равным 150, и весом грузов  $G$ , составляющим 1740 г.

В табл. 3.7 приведены данные по измерению микротвердости ленточных образцов аустенитной стали 3И126, прошедшей полный цикл термомеханической обработки, включающей как старение при 470 °С в течение 1 часа, так и трение ( $R = 1$  мм,  $n = 150$  и  $G = 1740$  г).

Таблица 3.7

Микротвердость ленточных образцов аустенитной стали  
после полного цикла упрочняющей обработки

Режим обработки	$H_{50}$
Закалка + деформация	215
Закалка + деформация + старение 470 °С, 1 ч	254
Закалка + деформация + трение	434
Закалка + деформация + трение + старение 470 °С, 1 ч	492

Как видно из таблицы, в случае использования дополнительной обработки трением микротвердость ленты из аустенитной стали ЗИ126 возрастает почти вдвое по сравнению с традиционным способом упрочнения.

Таким образом, представленные данные позволяют заключить, что фрикционная обработка оказывается достаточно эффективным способом, обеспечивающим повышение функциональных свойств пружинной ленты из сталей мартенситного и аустенитного классов.

### Контрольные вопросы к главе 3

1. Что понимается под поверхностной пластической деформацией?
2. Каковы наиболее известные способы поверхностного упрочнения материалов?
3. В чем состоит целесообразность поверхностного упрочнения ленточных упругих элементов?
4. Имеется ли принципиальное различие между такими характеристиками материала как предел упругости и предел текучести?
  - а) Отличие существенное, поскольку они определяют сопротивление материала различным деформациям: предел упругости – упругому нагружению, а предел текучести – пластическому.
  - б) Принципиального отличия нет, поскольку обе характеристики определяют сопротивление малым пластическим деформациям и различаются только допуском на остаточное формоизменение;
  - в) Оба параметра характеризуют сопротивление упругому нагружению, и поэтому между ними нет принципиального различия.
5. Выберите верное продолжение приведенного ниже утверждения.  
*Сопротивление пружинного материала упругому деформированию...*
  - а) определяет предел упругости;
  - б) характеризует модуль нормальной упругости (модуль Юнга);
  - в) описывается обоими этими параметрами.
6. Какие механизмы пластического формоизменения возможны при фрикционном деформировании?
7. В чем проявляется характер структурного состояния материалов, подвергнутых фрикционной обработке?
8. Каковы причины поверхностного упрочнения при обработке трением? Как это влияет на релаксационные свойства пружинных сталей?
9. Каковы особенности влияния фрикционного нагружения на текстурное состояние деформированной стали?
10. Отражается ли фрикционное деформирование на проявлении эффекта Баушингера (сопротивление повторному нагружению с обратным знаком)?
11. В чем целесообразность использования метода математического планирования при реализации многофакторного эксперимента?

### Список библиографических ссылок к главе 3

1. ГОСТ 18296-72. Обработка поверхностным пластическим деформированием. Термины и определения. М. : Госкомстандарт, 1972. 14 с.
2. Филиппов М. А. Поверхностная обработка и покрытия в машиностроении / М. А. Филиппов, И. И. Косицына, М. А. Гервасьев. Екатеринбург : УГТУ-УПИ, 2009. С. 22–41.
3. Одинцов Л. Г. Упрочнение и отделка деталей поверхностным пластическим деформированием / Л. Г. Одинцов. М. : Машиностроение, 1987. 328 с.
4. Heilmann P. Orientation determination of subsurface cells generated by sliding / P. Heilmann, W. A. Clark and D. A. Rigney // Acta Metallurgica. 1983. V. 31. № 8. P. 1293–1305.
5. Коршунов Л. Г. Структурные превращения при трении и износостойкость аустенитных сталей / Л. Г. Коршунов // ФММ. 1992. № 8. С. 3–21.
6. Коршунов Л. Г. Структурные аспекты износостойкости сталей мартенситного класса / Л. Г. Коршунов, А. В. Макаров, Н. Л. Черненко // ФММ. 1994. Т. 78. № 4. С. 128–146.
7. Коршунов Л. Г. Нанокристаллические структуры трения в сталях и сплавах, их прочностные и трибологические свойства / Л. Г. Коршунов, А. В. Макаров, И. Л. Черненко // Развитие идей акад. В. Д. Садовского. Сб-к трудов. Екатеринбург : 2008. С. 218–241.
8. Коршунов Л. Г. Влияние напряженного состояния зоны фрикционного контакта на формирование структуры поверхностного слоя и трибологические свойства сталей и сплавов / Л. Г. Коршунов, В. В. Шабашов, И. Л. Черненко, В. П. Пилюгин // ФММ. 2008. Т. 105. № 1. С. 70–85.
9. Крагельский И. В. Основы расчетов на трение и износ / И. В. Крагельский, М. Н. Добычин, В. С. Комбалов. М.: Машиностроение, 1977. 526 с.

10. Коршунов Л. Г. Влияние кремния на структуру, трибологические и механические свойства азотсодержащих хромомарганцевых аустенитных сталей / Л. Г. Коршунов, Ю. Н. Гойхенберг, И. Л. Черненко // ФММ. 2003. Т. 96. № 5. С. 100–110.
11. Бараз В. Р. Фрикционное деформирование пружинной стали мартенситного класса: особенности структуры и свойств / В. Р. Бараз, О. Н. Федоренко // Сб.трудов IV Межнарод. конф. «научно-техн. прогресс в металлургии». Алматы : РИК, 2011. С. 49–53.
12. Коршунов Л. Г. Структурные аспекты износостойкости сталей мартенситного класса / Л. Г. Коршунов, А. В. Макаров, Н. Л. Черненко // ФММ. 1994. Т. 78. № 4. С. 128–146.
13. Hirth I. P. The application of dislocation concepts in friction and wear / I. P. Hirth, D. A. Rigney // Dislocations in Solids. Edited by F. R. N. Nabarro. 1983. V. 6. Chapter 25. P. 3–54.
14. Бараз В. Р. Особенности фрикционного упрочнения аустенитной стали с нестабильной  $\gamma$ -фазой / В. Р. Бараз, Б. Р. Картак, О. Н. Минеева // МиТОМ. 2010. № 10. С. 20–22.
15. Бараз В. Р. Влияние деформации трением на структуру и свойства метастабильной аустенитной хромоникелевой стали / В. Р. Бараз, О. Н. Федоренко // Деформация и разрушение материалов. 2011. № 12. С. 15–18.
16. Минеева О. Н. Особенности формирования нанокристаллических структур и свойства упругих элементов в условиях интенсивного фрикционного воздействия / О. Н. Минеева, В. Р. Бараз // Вестник Тамбовского университета. 2010. Т. 15. № 3. С. 975–977.
17. Горелик С. С. Рентгенографический и электронно-оптический анализ / С. С. Горелик, Ю. А. Скаков, Л. Н. Расторгуев. М. : МИСИС, 2010. 360 с.
18. Грачев С. В. Термическая обработка и сопротивление сплавов повторному нагружению / С. В. Грачев. М. : Металлургия, 1976. 152 с.

19. Адлер Ю. П. Планирование эксперимента при поиске оптимальных условий / Ю. П. Адлер, Е. В. Маркова, Ю. В. Грановский. М. : Наука, 1976. 280 с.
20. Физическое металловедение / С. В. Грачев [и др.]. Екатеринбург : Изд-во УГТУ, 2009. 534 с.
21. Зубов В. Я. Структура и свойства стальной пружинной ленты / В. Я. Зубов, С. В. Грачев. М.: Металлургия, 1964. 224 с.
22. Рахштадт А. Г. Пружинные стали и сплавы / А. Г. Рахштадт. М. : Металлургия, 1982. 400 с.
23. Киричек А. В. Технология и оборудование статико-импульсной обработки поверхностной пластической деформацией / А. В. Киричек, Д. Л. Соловьев, А. Г. Лазуткин. М. : Машиностроение, 2004. 528 с.
24. Власов В. М. Работоспособность упрочненных трущихся поверхностей / В. М. Власов. М. : Машиностроение, 1987. 306 с.
25. Кершенбаум В. Я. Механо-химическое формирование поверхностей трения / В. Я. Кершенбаум. М. : Машиностроение, 1987. 231 с.

## Глава 4. ФРИКЦИОННАЯ НАНОСТРУКТУРИРУЮЩАЯ ОБРАБОТКА СТАЛЬНЫХ ПОВЕРХНОСТЕЙ

**Ключевые слова:** фрикционная обработка, нанокристаллические структуры, деформация, поврежденность, разрушение, микротвердость, износостойкость, коэффициент трения, механические свойства, микроиндентирование.

### **Основные термины и определения**

*Деформационное динамическое старение (dynamic strain ageing)* – протекающий непосредственно при деформировании процесс, связанный с формированием примесных атмосфер дислокаций в результате взаимодействия между дислокациями и атомами внедрения (углеродом, азотом) и приводящий к изменению структуры и свойств материала.

*Поврежденность (damage)* – характеристика степени пораженности материала деформационными (эксплуатационными) дефектами.

*Микроиндентирование (microindentation)* – вдавливание индентора в исследуемый материал (с записью диаграммы нагружения в координатах нагрузка – перемещение индентора) с нагрузкой не более 2 Н при соответствующей глубине вдавливания не менее 0,2 мкм.

*Интенсивность изнашивания (wear intensity)* – отношение величины линейного или весового износа образца к пути трения. В случае весового износа определяется как  $Ih = Q / \rho SL$ , где  $Q$  – потери массы образца, г;  $\rho$  – плотность материала образца, г/см<sup>3</sup>;  $S$  – геометрическая площадь контакта, см<sup>2</sup>;  $L$  – путь трения, см.

### **4.1. Введение**

Разрушение большинства изделий машиностроения начинается с их поверхности, подвергаемой изнашиванию, коррозии, механическим нагрузкам и высоким температурам. По мере развития технологий и перехода от макромасштабных к микро- и наномасштабным уровням рассмотрения структуры и свойств материалов роль поверхности многократно возрастает [1]. Важнейшие физико-механические свойства металлов и сплавов могут быть существенно повышены за счет их поверхностного наноструктурирования с использованием способов интенсивного поверхностного пластического деформирования (ИППД):



- дробеструйная обработка (*shot peening*) [2] (рис. 4.1 а);
- обработка падающими под действием силы тяжести (рис. 4.1 б) или летящими из пневматической пушки шарами [3];
- ультразвуковая ударная обработка колеблющимся инструментом [4] или дробью [5] (рис. 4.1 в);
- поверхностная механическая обработка *SMAT* (*surface mechanical attrition treatment*) – ультразвуковая обработка поверхности шариками диаметром 1...10 мм в вакууме [6] (рис. 4.1 г);
- фрикционные обработки [7; 8] и другие методы.

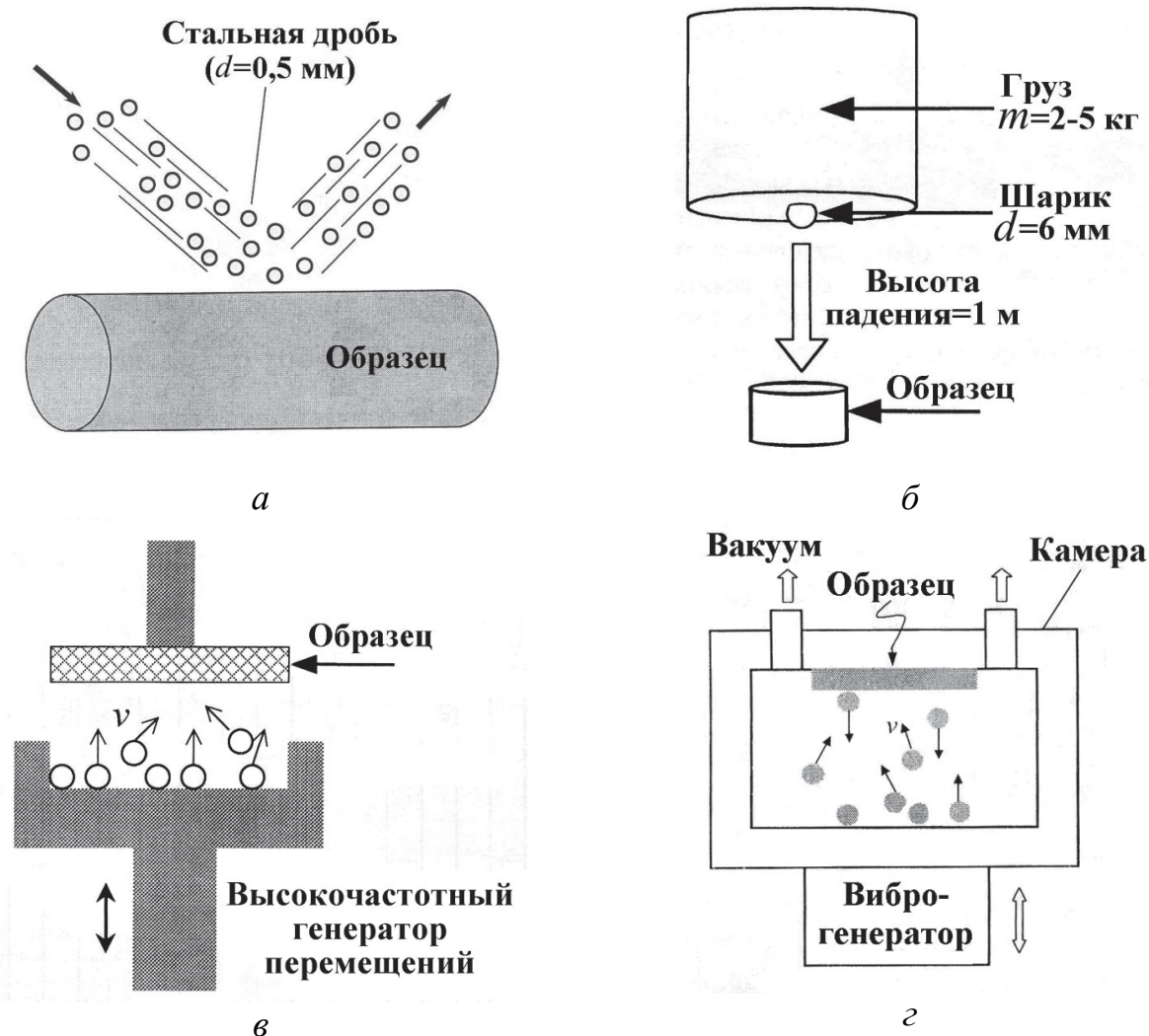


Рис. 4.1. Схемы некоторых способов ИППД: а – дробеструйная обработка, б – обработка падающими шарами, в – ультразвуковая обработка дробью, г – обработка *SMAT*

В настоящем разделе рассмотрены материаловедческие и некоторые технологические аспекты фрикционной обработки в условиях трения скольжения, исключающих заметный нагрев поверхности [9–16]. Обработка может прово-

даться с использованием инденторов различной формы из твердых материалов (твердый сплав, инструментальные стали,  $\text{Al}_2\text{O}_3$  и др.) (рис. 4.2), на воздухе или в безокислительной среде (азот, аргон), предотвращающей охрупчивание поверхностного слоя металлов при его насыщении кислородом [17] и тем самым способствующей накоплению максимальных степеней пластической деформации.

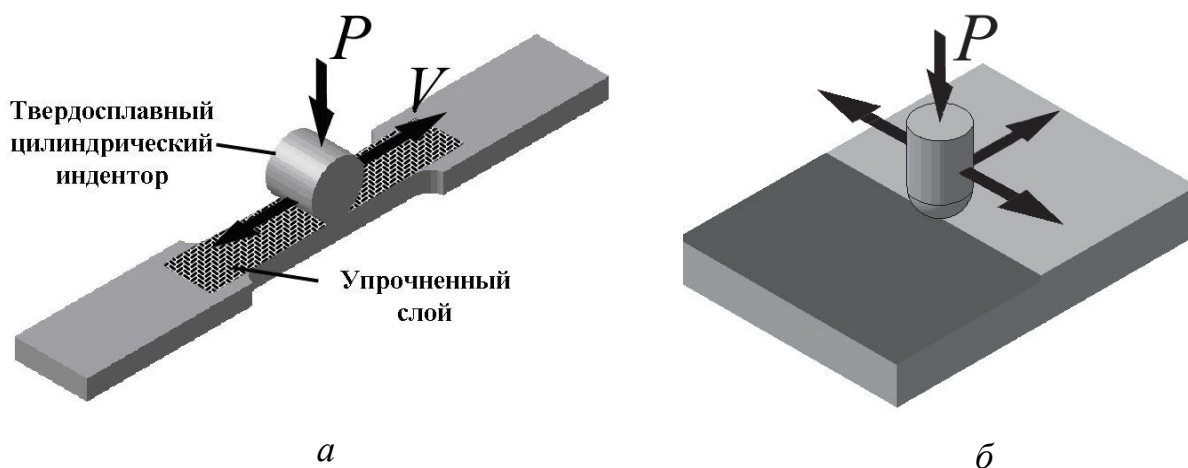


Рис. 4.2. Схемы фрикционной обработки скользящими цилиндрическим (а) и полусферическим (б) инденторами

Рассматриваемая фрикционная обработка (ФО) отличается от других видов фрикционно-упрочняющих и механических обработок, связанных со значительным нагревом или изменением химического состава обрабатываемой поверхности, таких как:

- скоростные фрикционные обработки (со скоростями скольжения 40...80 м/с) быстровращающимся диском [18], при которых упрочнение достигается в результате интенсивного фрикционного нагрева поверхностных слоев выше температуры фазовых превращений и последующей закалки при охлаждении за счет теплоотвода вглубь детали или подачи в зону трения смазочно-охлаждающей жидкости;
- интенсивная пластическая деформация трением (ИПДТ) в условиях значительного фрикционного нагрева (500 °С) в зоне трения между поверхностями цилиндрического образца, вращающегося со скоростью 6000 об/мин, и прижимаемых к нему пластин из твердого сплава (контртела) (рис. 4.3, а); ИПДТ приводит к наноструктурированию поверхности образцов армко-железа в условиях развития динамической рекристаллизации [8];

- высокоскоростные механические обработки (*high speed machining – HSM*) острым клиновидным инструментом (рис. 4.3 б), приводящие к формированию в зоне деформации и в стружке ультрамелкозернистых или нанокристаллических структур [19];

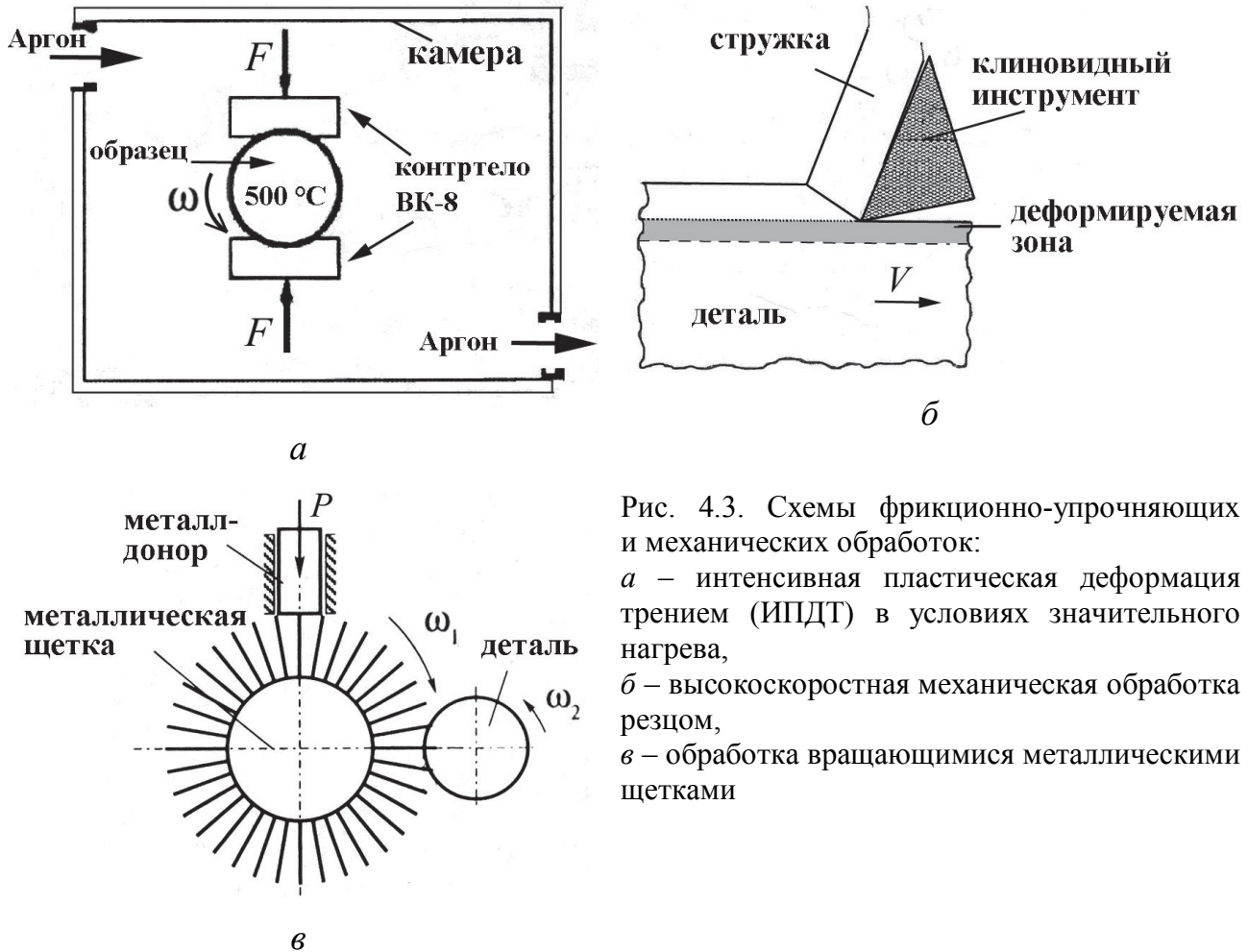


Рис. 4.3. Схемы фрикционно-упрочняющих и механических обработок:

а – интенсивная пластическая деформация трением (ИПДТ) в условиях значительного нагрева,  
 б – высокоскоростная механическая обработка резцом,  
 в – обработка вращающимися металлическими щетками

- финишная антифрикционная безабразивная обработка (ФАБО) [20] и ударно-фрикционные обработки металлическими щетками (рис. 4.3 в) [21], в результате которых на поверхности трения деталей наносятся металлические покрытия и изменяется состояние поверхностного слоя основы, что приводит к улучшению их триботехнических характеристик;

- фрикционно-электрическое модифицирование, включающее наряду с пластическим деформированием поверхности ее модифицирование дисульфидом молибдена, графитом, медью, бронзой в смеси с поверхностно-активным веществом [22].

## 4.2. Наноструктурирование сплавов железа

### при фрикционной обработке в условиях трения скольжения

В экспериментальных работах Д. Ригни, М. Хейльманна, Л. Г. Коршунова и других исследователей было обнаружено, что тонкие ( $\leq 10$  мкм) слои металла, примыкающие непосредственно к поверхности трения и, следовательно, претерпевающие наибольшую пластическую деформацию, имеют ультрадисперсное (нанокристаллическое) строение [23; 24]. Нанокристаллические структуры (НКС) обнаружены даже на поверхностях трения твердых ( $HRC > 60$ ) и хрупких инструментальных сталей [17; 25].

Формирование НКС на поверхности трения металлических материалов происходит естественным путем и обусловлено спецификой напряженного состояния в зоне фрикционного контакта [17; 26]. Каждая отдельная движущаяся твердая микронеровность формирует в поверхностном слое сопряженного тела зону сжимающих (1) и зону растягивающих (2) напряжений (рис. 4.4).

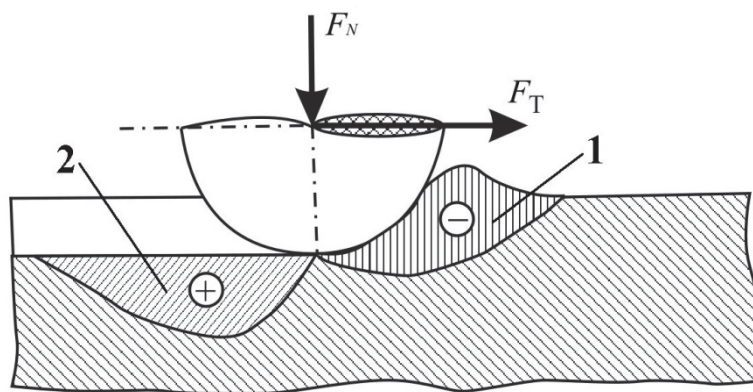


Рис. 4.4. Напряженное состояние, создаваемое скользящей твердой микронеровностью в сопряженном материале [27]:  
1 – зона сжимающих напряжений,  
2 – зона растягивающих напряжений

В 1-й зоне, где металл деформируется в условиях сдвига под давлением, контактные сжимающие напряжения приблизительно равны микротвердости на поверхностях трения и для сплавов железа и сталей составляют 5,0...13,0 ГПа [28]. Столь высокие сжимающие напряжения создают условия для реализации в слое толщиной 1...10 мкм экстремально больших величин пластической деформации, достижимых лишь за счет активизации в материале ротационных механизмов пластичности, связанных с возможностью разворотов

(проскальзывания) ультрадисперсных фрагментов преимущественно вокруг оси, перпендикулярной направлению трения и параллельной поверхности трения [23]. В развитии ротационной пластичности, которая и обуславливает, в конечном итоге, формирование НКС трения, определяющую роль играют дисклинационная природа возникающих в процессе трения структур [29], процессы движения частичных дисклинаций, приводящие к относительным ротациям нанозерен.

Рассмотрим последовательный процесс формирования НКС при фрикционной обработке полусферическим твердосплавным индентором (см. рис. 4.2 б) закаленной высокоуглеродистой кремнистой стали 80С4 с исходной структурой пластинчатого мартенсита (рис. 4.5 а). Просвечивающая электронная микроскопия позволяет детально проследить последовательный процесс эволюции структуры по глубине тонкого поверхностного слоя по мере приближения к поверхности трения (рис. 4.5 б–е).

На начальных стадиях деформации, осуществляемой в материале скольжением и двойникованием, наблюдается дробление (фрагментация) мартенситных кристаллов, и возникают фрагменты, ограниченные сохранившимися границами пластин и плоскостями сдвига (рис. 4.5 б). Фрагментация мартенситных пластин под действием трения протекает в условиях деформации по схеме «сдвиг–поворот», когда наряду с трансляционными модами действуют также поворотные (ротационные) моды деформации [30]. Это приводит к возникновению разориентировок фрагментов, что отражается на микроэлектроннограмме, которая начинает принимать кольцевой вид (см. рис. 4.5 б).

При дальнейшем развитии деформации возникают полосовые структуры с неоднородной дислокационной субструктурой (рис. 4.5 в). В монографии [4] отмечается, что основной механизм структурно-фазовых превращений при интенсивной пластической деформации связан именно с развитием полосовых фрагментированных структур различных масштабов.



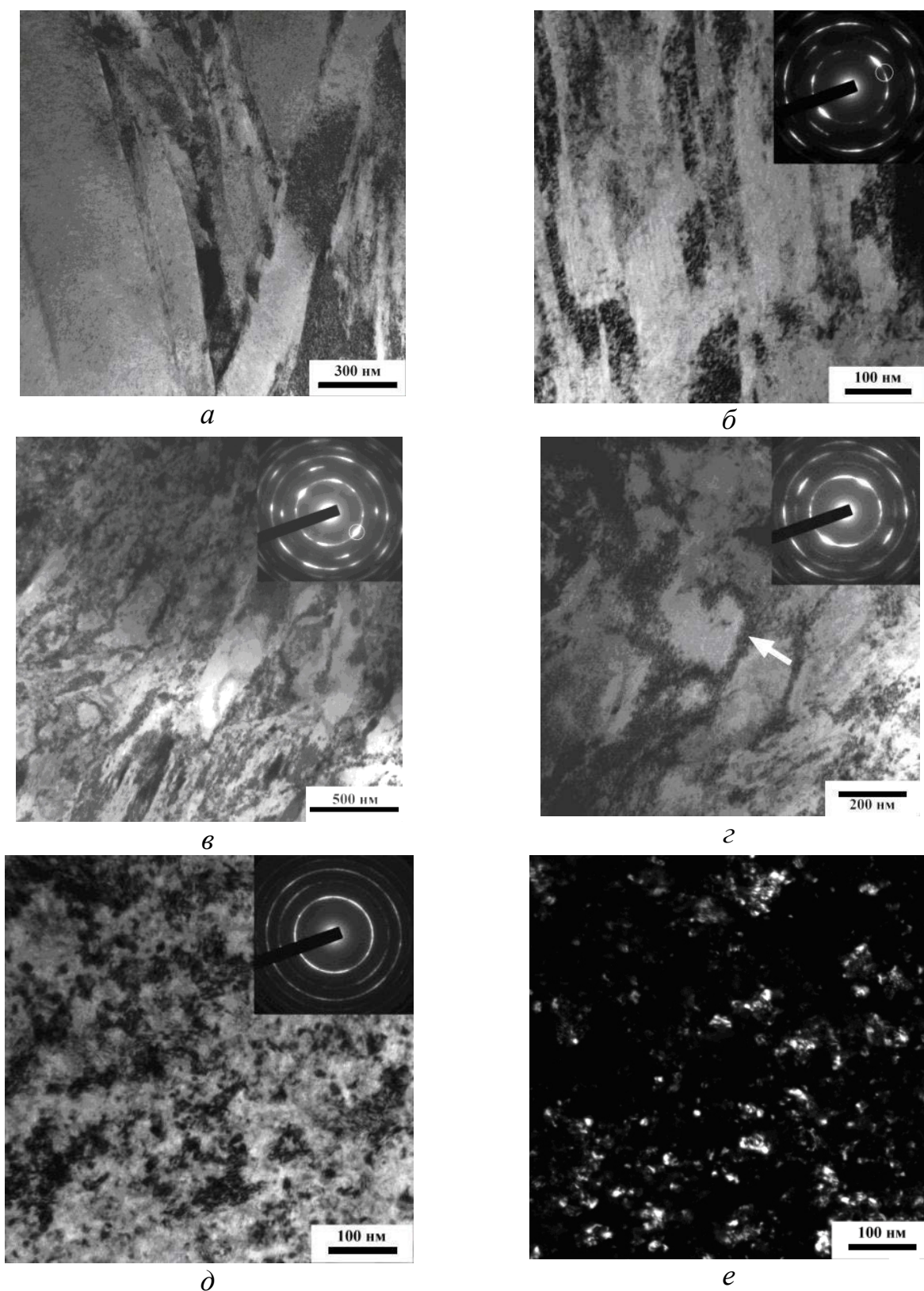


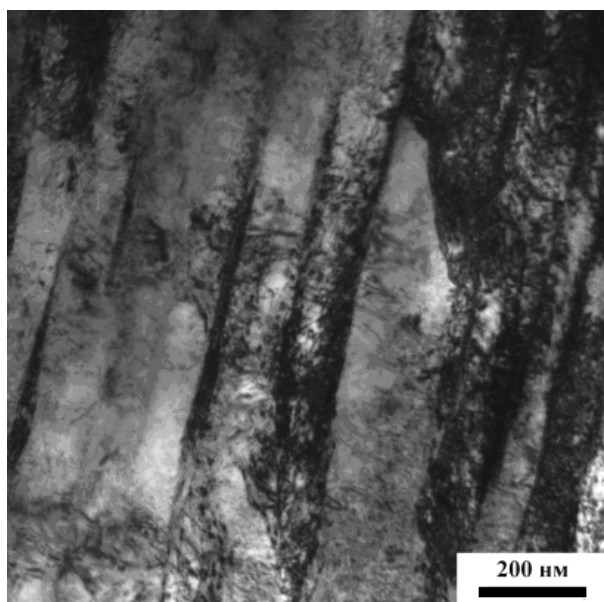
Рис. 4.5. Структура стали 80C4 (0,85 мас. % C; 4,20 мас. % Si) после закалки от 870 °C в воде и обработки холодом (*а*) и последующей фрикционной обработки (*б–е*): *а* – пластинчатый мартенсит; *б* – фрагментация мартенсита; *в* – полосовая структура; *г* – ячеистая структура; *д, е* – нанокристаллическая структура; *е* – темнопольное изображение в рефлексе  $(110)_\alpha$

При последующем накоплении деформации в процессе фрикционной обработки механизмы скольжения и двойникования в значительной мере исчерпывают себя, и дальнейшая деформация в материале осуществляется преимущественно ротационным механизмом, то есть посредством относительных разворотов (ротаций) микрообъемов металла, ограниченных плоскостями сдвига и пересекающимися деформационными двойниками, а также ячеек развитой дислокационной структуры.

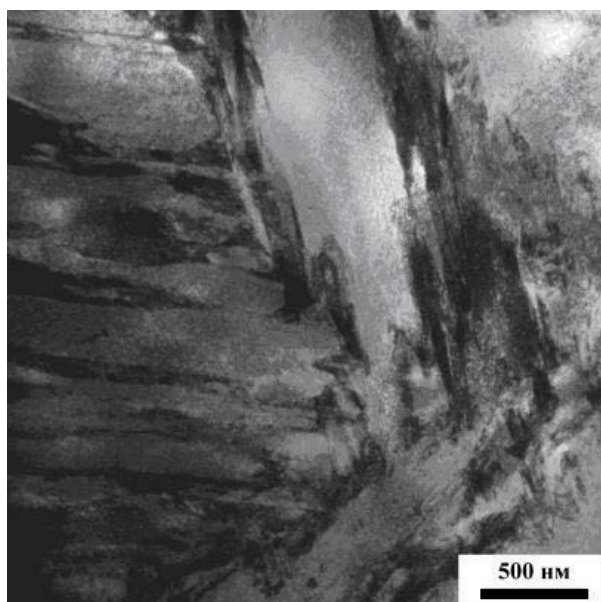
При ротациях возникает все больше фрагментов размером  $\sim 200 \dots 400$  нм, окруженных новыми границами, образовавшимися в ходе деформации (рис. 4.5 з). Границы фрагментов представляют собой весьма сложные дислокационные скопления, имеющие значительную ширину (показано стрелкой на 4.5 з), при этом тело самого фрагмента (ячейки) практически свободно от дислокаций.

В ходе дальнейших ротаций фрагментов их дислокационные границы постепенно преобразуются в тонкие большеугловые границы (рис. 4.5 д, е), образованные частичными дисклинациями. Происходит значительное уменьшение и выравнивание по размеру фрагментов сформировавшейся ультрадисперсной структуры трения. Вид микроэлектроннограмм, имеющих форму почти сплошных колец Дебая (см. рис. 4.5 д), указывает на сильную (большеугловую) разориентировку отдельных кристаллов (фрагментов). На темнопольных изображениях в участках колец  $(110)_\alpha$  видно (см. рис. 4.5 е), что размер кристаллитов  $\alpha$ -мартенсита не превышает  $20 \dots 50$  нм. Это позволяет отнести рассматриваемые структуры к нанокристаллическим.

Рассмотрим примеры нанокристаллических структур, сформированных фрикционной обработкой в закаленных углеродистых сталях с исходной мартенситной структурой (рис. 4.6).



*а*



*б*

Рис. 4.6. Мартенситные структуры: *а* – в стали 20 (0,20 мас. % С) в результате лазерной обработки реечный (пакетный) мартенсит; *б* – в стали 50 (0,51 мас. % С) при закалке от 850 °С в воде (смесь пластинчатого и пакетного мартенсита)

Лазерная закалка, обеспечивающая высокие ( $\geq 10^4$  град/с) скорости охлаждения в поверхностном слое за счет быстрого теплоотвода во внутренние слои металла, формирует структуры реечного мартенсита даже в армко-железе и низкоуглеродистой стали 20 (рис. 4.6 *а*). В средне- и высокоуглеродистых сталях для получения структур пакетного и пластинчатого мартенсита применяли как лазерную, так и объемную закалку (рис. 4.6 *б*).

Представленные на рис. 4.7 электронные микрофотографии свидетельствуют о том, что в результате ФО инденторами из твердых материалов ( $\text{Al}_2\text{O}_3$ , твердый сплав, закаленная сталь У8) в тонком поверхностном слое закаленных углеродистых сталей формируются НКС с размерами многих кристаллитов 5...100 нм.

Наличие на светлопольных изображениях НКС весьма размытых контуров границ отдельных зерен (см. рис. 4.5 *д*; 4.7 *а, в, д*) свидетельствует о высоком уровне искажений кристаллитов, границы которых являются сильно неравновесными большеугловыми границами, имеющими высокую плотность внесенных дефектов и, как следствие, избыточную энергию и значительные дальнoдействующие упругие напряжения [31].



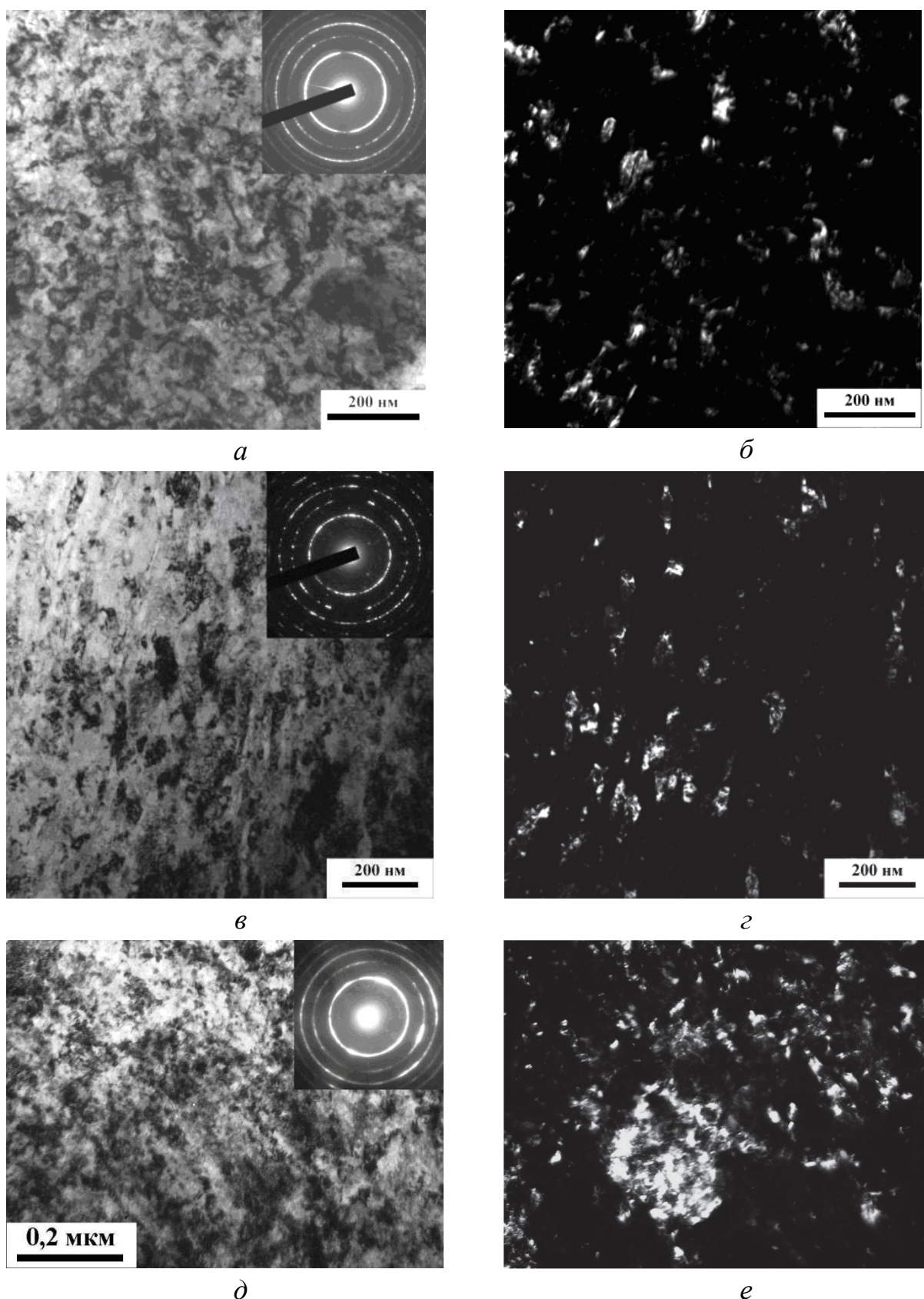


Рис. 4.7. НКС, формирующиеся в поверхностном слое закаленной стали, подвергнутой ФО в среде аргона: *а, б* – сталь 20, обработка лазером, инденторы из  $\text{Al}_2\text{O}_3$ ; *в, г* – сталь 50, закалка в воду, инденторы из твердого сплава; *д, е* – сталь У8 (0,83 мас. % С), закалка от 850 °С в водном растворе NaCl, инденторы из стали У8;  
*б, г, е* – темнопольные изображения в рефлекс  $(110)\alpha$

В результате ФО твердосплавным индентором формирование НКС обнаружено и на поверхностях цементованной хромоникелевой стали 20ХН3А и быстрорежущей стали Р6М5 [25].

При скольжении по закрепленному абразиву на поверхностях различных сплавов также возникают ультрадисперсные и нанокристаллические структуры [32; 33]. Главную роль в диспергировании структуры при абразивном воздействии играет процесс микроцарапания (пластического оттеснения) [27], при котором элементарный акт разрушения поверхности и отделения от нее частицы происходит в результате многократного воздействия абразивных зерен на поверхность металла [32].

Таким образом, ФО позволяет наноструктурировать поверхностные слои даже таких высокопрочных и труднодеформируемых материалов, как закаленные стали. Это дает возможность провести систематическое исследование прочностных и трибологических свойств нанокристаллического мартенсита различного состава. Проведение указанных экспериментов не представляется возможным на объемных нанокристаллических материалах, полученных различными методами ИПД (РКУП, кручение под давлением и др.) [31], область применения которых ограничена лишь относительно пластичными металлическими материалами.

#### **4.3. Влияние технологических параметров фрикционной обработки на накопление пластической деформации и поврежденность поверхностных слоев**

Исследование напряженно-деформированного состояния (НДС) поверхностного слоя образца отожженной стали 20, подвергнутой ФО скользящим цилиндрическим индентором (см. рис. 4.2 а), с использованием созданной математической модели процесса ФО (рис. 4.8), показывает [13; 34], что максимальная деформация накапливается непосредственно на поверхности образца и после 600 ходов индентора достигает  $\varepsilon_{eff} = 8,7$  (рис. 4.9).

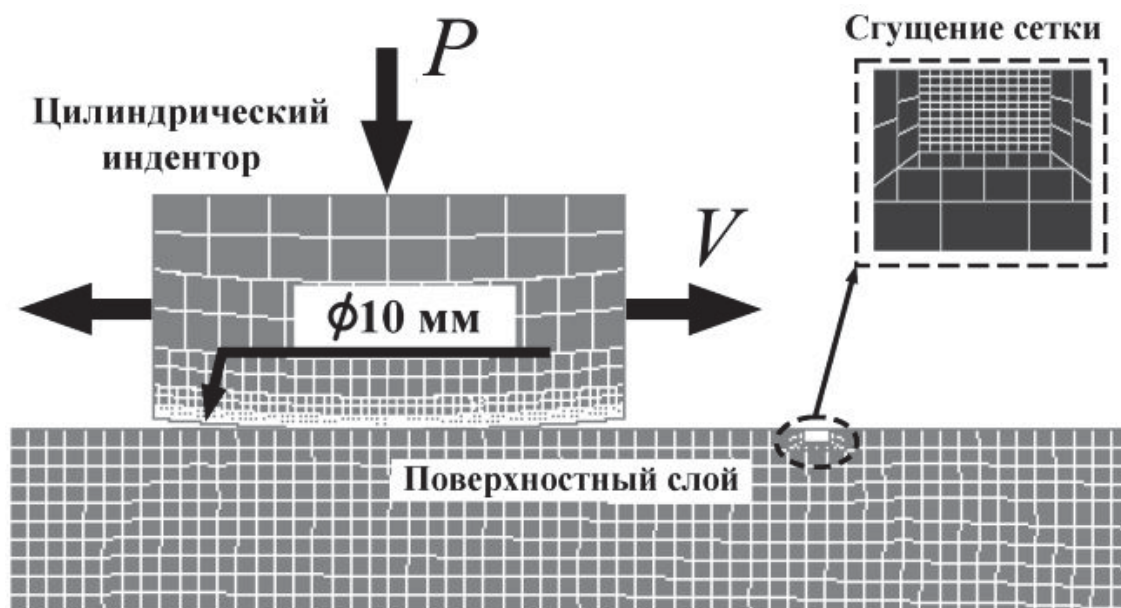


Рис. 4.8. Конечно-элементная модель процесса фрикционной обработки стальной поверхности цилиндрическим индентором (с минимальной высотой конечных элементов сетки 2,5 мкм)

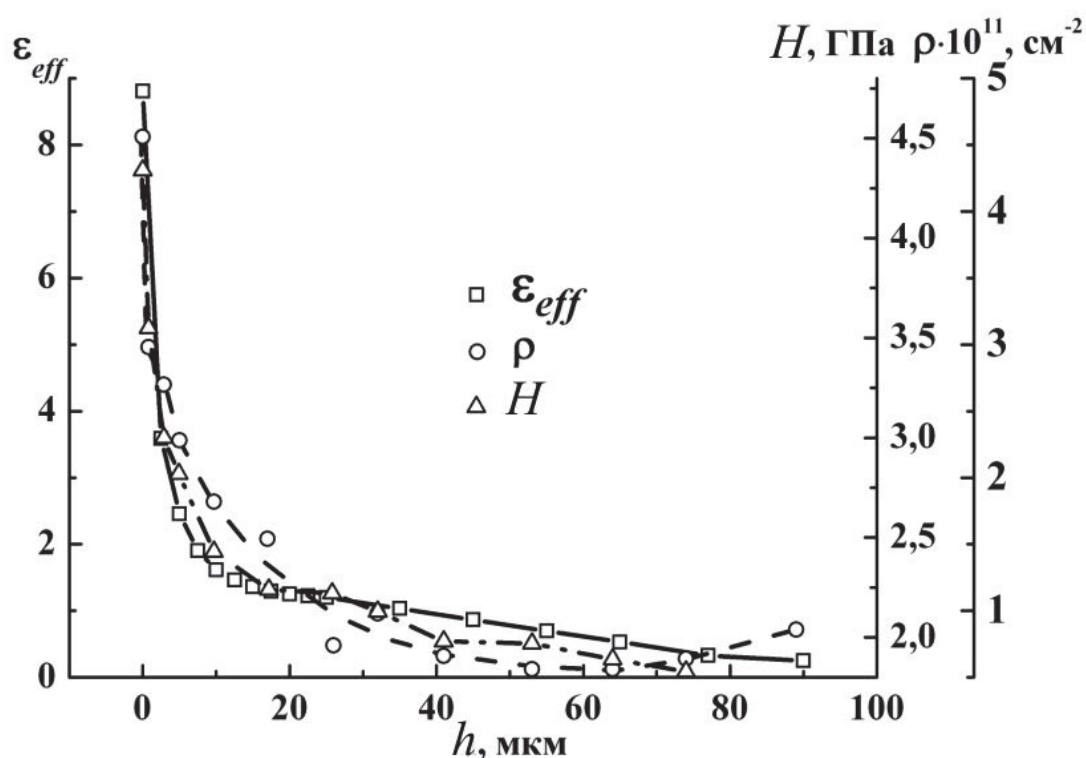


Рис. 4.9. Распределение величины накопленной эффективной степени деформации  $\epsilon_{eff}$ , микротвердости  $H$  и плотности дислокаций  $\rho$  по глубине поверхностного слоя  $h$  образца отожженной стали 20 после ФО с количеством ходов индентора  $N = 600$  и коэффициентом трения  $f = 0,6$

Из рис. 4.9 следует, что распределение расчетной степени деформации  $\epsilon_{eff}$  по глубине поверхностного слоя стали после фрикционной обработки хорошо

согласуется с экспериментально установленным характером изменения микротвердости  $H$  и плотности дислокаций  $\rho$  (определенной рентгеноструктурным анализом [13]), которые отражают реальный процесс деформирования.

Как показывает рис. 4.10, величина накопленной деформации на различной глубине от поверхности образца возрастает при увеличении количества ходов индентора с наиболее интенсивным ростом на первых 50 циклах фрикционного нагружения.

Важно отметить, что данные результаты получены для конкретных параметров фрикционной обработки (нагрузка, диаметр индентора, коэффициент трения). Изменение указанных параметров обработки будет влиять на НДС, прочность и глубину поверхностных слоев. Так, представленные на рис. 4.11 результаты расчетов, выполненных с различными коэффициентами трения, показывают, что величина накопленной максимальной деформации на поверхности образца  $\epsilon_{eff}$  возрастает от 0,5 до 8,7 по мере увеличения коэффициента трения при ФО от 0,1 до 0,6.

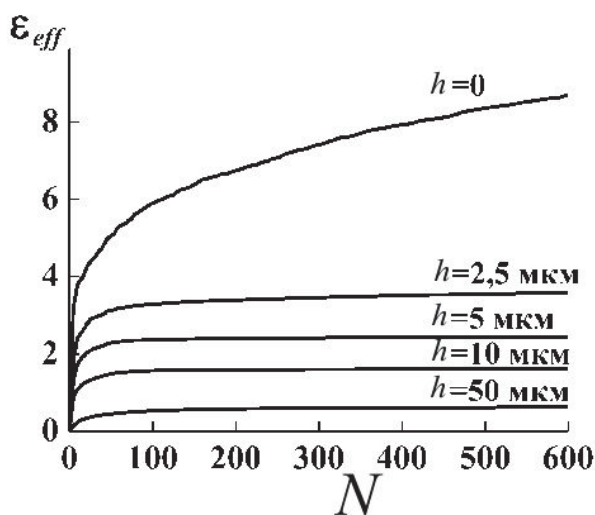


Рис. 4.10. Величина накопленной деформации  $\epsilon_{eff}$  на различной глубине  $h$  от поверхности образца отожженной стали 20 в зависимости от количества ходов индентора  $N$  при фрикционной обработке с коэффициентом трения  $f=0,6$

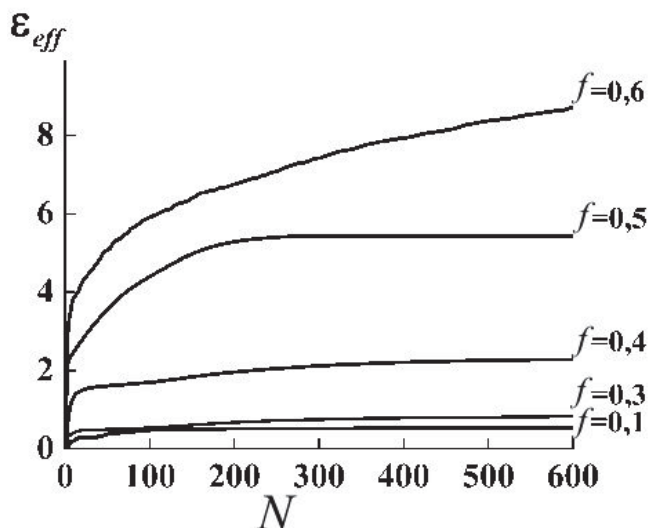


Рис. 4.11. Величина накопленной максимальной степени деформации  $\epsilon_{eff}$  на поверхности отожженной стали 20 в зависимости от количества ходов индентора  $N$  и коэффициента трения  $f$  при фрикционной обработке

Соотношение различных компонент тензора деформаций характеризует рис. 4.12, а также напряженное состояние на поверхности металла при воздействии цилиндрическим индентором [34]. Видно, что интенсивное накопление деформации происходит в зоне непосредственного фрикционного контакта индентора с обрабатываемым материалом (зона II). При этом, как показало математическое моделирование НДС поверхности образца, наибольший вклад в величину накопленной пластической деформации вносит сдвиговая компонента  $\varepsilon_{xy}$  ( $\varepsilon_{xy} = 1,06$ ), превышающая в несколько раз линейные деформации  $\varepsilon_{xx} = -0,33$  и  $\varepsilon_{yy} = 0,33$  (см. рис. 4.12 б). Величина сдвиговой компоненты деформации  $\varepsilon_{xy}$ , а следовательно, и накопленной в условиях фрикционного нагружения деформации  $\varepsilon_{eff}$ , зависит от коэффициента трения. Это подтверждается данными рис. 4.11, свидетельствующими о сильном влиянии коэффициента трения на эффективность накопления деформации при ФО.

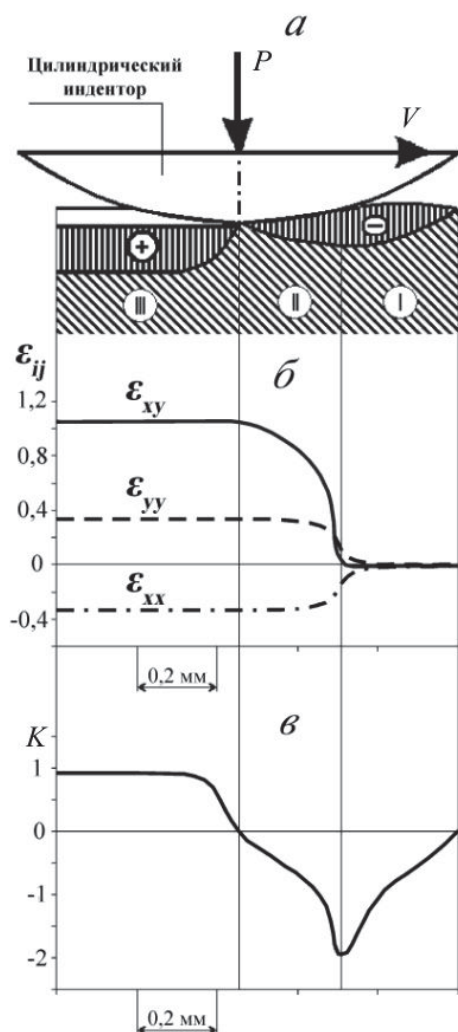


Рис. 4.12. Схема взаимодействия скользящего цилиндрического индентора со стальной поверхностью (а), линейные  $\varepsilon_{xx}$ ,  $\varepsilon_{yy}$  и сдвиговая  $\varepsilon_{xy}$  компоненты тензора деформаций (б) и показатель напряженного состояния  $K$  (в) на поверхности образца отожженной стали 20 при единичном проходе индентора:

I – зона перед индентором,  
II – зона фрикционного контакта,  
III – зона после индентора



Как следует из рис. 4.12 в, в зоне перед движущимся индентором I и в зоне фрикционного контакта II возникают значительные сжимающие напряжения, а в зоне после индентора III – растягивающие напряжения.

Рассмотренные результаты математического моделирования процесса деформирования металла скользящим цилиндрическим индентором (макроскопический масштабный уровень) хорошо согласуются с известными представлениями И. В. Крагельского [27], согласно которым в зоне фрикционного металлического контакта перед фронтом движущейся твердой микронеровности, внедренной в поверхность контртела (микроскопический масштабный уровень), создается зона сжимающих напряжений (см. рис. 4.4), в которой материал подвергается интенсивной пластической деформации в условиях, близких к сдвигу под давлением.

Известно, что интенсивное деформирование сдвигом приводит к наноструктурированию металлов и сплавов не только при кручении под высоким давлением [35], но и при других процессах интенсивной пластической деформации (ИПД), например, при равноканальном угловом прессовании (РКУП) [36]. Другим важнейшим условием формирования НКС в металлах является неомогенная деформация с наличием резкого градиента [37].

Согласно результатам моделирования (см. рис. 4.9, 4.12), ФО обеспечивает значительный уровень сдвиговых деформаций с резким градиентом по глубине поверхностного слоя низкоуглеродистой стали. Это создает теоретические предпосылки для формирования в процессе ФО высокодисперсного (вплоть до нанокристаллического) структурного состояния в поверхностном слое образца.

И действительно, для рассматриваемых условий ФО стали 20 (при  $N = 600$  ходов индентора и коэффициенте трения  $f = 0,6$ ) электронно-микроскопическими методами выявлено диспергирование ферритной и перлитной составляющих структуры поверхностного слоя до субмикро- и нанокристаллического состояний [13].

Важно отметить, что при моделировании процесса ФО не учитывается тот факт, что реальный процесс накопления деформации ограничивается разруше-

нием поверхности при трении (изнашиванием материала). Поэтому рассчитанная для данных условий нагружения максимальная степень деформации (см. рис. 4.9...4.11) может на практике не достигаться.

В сильнодеформированном фрикционным воздействием тонком поверхностном слое сплавов могут возникать изолированные субмикropoppy размером до 1 мкм (см. рис. 4.13 *а*). Субмикropoppy в пластичных материалах образуются в процессе затупления субмикротрещин, возникающих в деформируемом металле при блокировке движущихся дислокаций барьерами (включениями, границами зерен, линиями скольжения и др.) [38].

По мере продвижения индентора (см. рис. 4.12) и его отдельных микронеровностей (см. рис. 4.4) металл, деформированный в условиях сдвига под давлением, попадает в зону внешних растягивающих напряжений, которые могут привести к образованию на поверхности отдельных усталостных микротрещин (малоцикловая фрикционная усталость) (рис. 4.13 *б*).

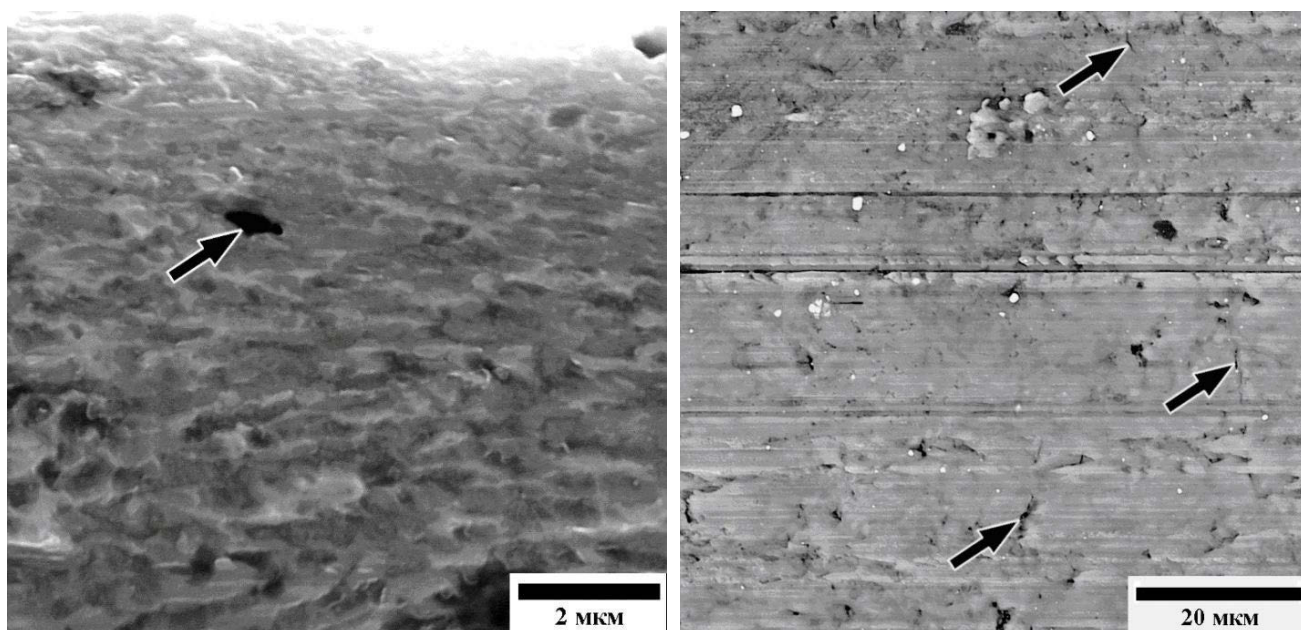


Рис.4.13. Субмикropoppy в поверхностном слое (*а*) и микротрещины на поверхности (*б*) отожженной стали 20 после 600 проходов цилиндрического твердосплавного индентора.

Электронная сканирующая микроскопия: поперечный шлиф (*а*)  
и фрактография поверхности трения (*б*)

Процесс эволюционного накопления микроповрежденности (микродефектов в виде микропор и микротрещин) в механике описывается феноменологическими коммулятивными моделями (например, [39]). Основным концептуальным и расчетным параметром большинства моделей является величина поврежденности  $\omega$ , которая перед деформированием принимается равной нулю, а к моменту возникновения разрушающей трещины увеличивается до единицы. Промежуточные значения  $\omega$  характеризуют уровень пораженности металла деформационными микродефектами.

На рис. 4.14 представлены результаты расчета поврежденности  $\omega$  [34], которые могут быть использованы для оценки возможности разрушения поверхности отожженной стали 20 при ФО. Видно, что поврежденность  $\omega = 1$ , соответствующая возникновению разрушающей трещины, достигается непосредственно на поверхности ( $h = 0$ ) при количестве ходов индентора  $N = 50$ , а на глубине  $h = 2,5$  мкм – при  $N = 320$ .

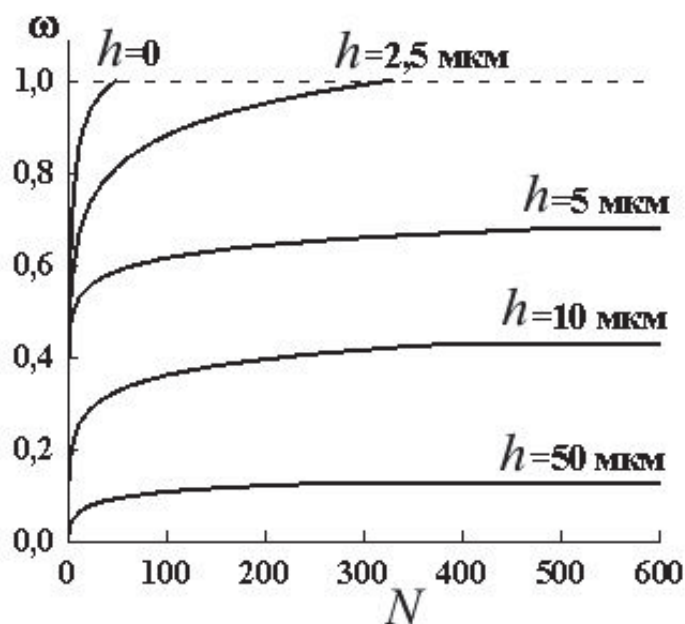


Рис. 4.14. Поврежденность металла  $\omega$  на различной глубине  $h$  от поверхности образца отожженной стали 20 после фрикционной обработки цилиндрическим индентором с коэффициентом трения  $f = 0,6$  в зависимости от количества ходов индентора  $N$

Полученный расчетный результат подтверждается экспериментально наличием отдельных микротрещин на поверхности исследуемой стали после  $N = 600$  ходов индентора (см. рис. 4.13 б). В слоях большей глубины ( $h \geq 5$  мкм)



величина поврежденности не превышает уровня  $\omega = 0,7$  (см. рис. 4.14), допустимого для изделий, к которым предъявляются требования по минимальному уровню пластических свойств и трещиностойкости [40].

Сравнительный анализ рис. 4.10 и 4.14 показывает, что до начала разрушения ( $\omega = 1$ ) непосредственно на поверхности ( $h = 0$ ) низкоуглеродистой стали при ФО может быть накоплена максимальная деформация  $\varepsilon_{eff} = 5,1$ . Следовательно, описание реального процесса ФО математической моделью (см. рис. 4.8) ограничено достижением на поверхности стали указанной степени деформации  $\varepsilon_{eff} = 5,1$ , которая сопоставима с деформациями, реализуемыми при обработке методом РКУП [36], а также согласуется с оценками [26], согласно которым накопление пластической деформации в поверхностном слое трущихся тел без разрушения металлической поверхности часто ограничивается величинами  $\varepsilon_{eff} \leq 5 \dots 6$ .

#### 4.4. Упрочнение сталей при наноструктурировании поверхности фрикционной обработкой

ФО инденторами из твердых материалов существенно (на 2,2...4,9 ГПа) повышает микротвердость поверхности армко-железа, конструкционных и инструментальных углеродистых сталей, подвергнутых лазерной или объемной закалке (рис. 4.15).

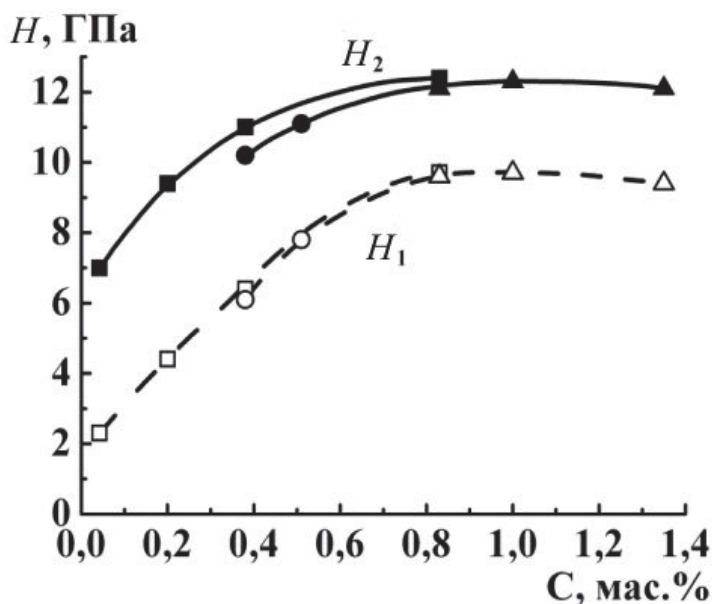


Рис. 4.15. Влияние содержания углерода в закаленных углеродистых сталях на микротвердость нанокристаллического мартенсита  $H_2$ , сформированного в их поверхностных слоях ФО инденторами из  $\text{Al}_2\text{O}_3$  (■) и твердого сплава ВК-8 (●, ▲):  $H_1$  – микротвердость до ФО (□ – лазерная закалка; ○ – объемная закалка; Δ – объемная закалка, охлаждение  $-196^\circ\text{C}$ )

Высокая прочность нанокристаллических мартенситных структур, сформированных фрикционным воздействием в закаленных сталях, обусловлена не

только большой дисперсностью кристаллитов (см. рис. 4.7), но также протеканием в пересыщенных углеродом  $\alpha$ -твердых растворах при трении процессов деформационного динамического старения, связанных с формированием примесных (углеродных) атмосфер дислокаций [25].

В условиях реализации при ФО ротационной пластичности, приводящей к возникновению НКС, процессы деформационного динамического старения в мартенсите резко активизируются. В приповерхностном слое контактирующих материалов толщиной 1...10 мкм достигается средняя плотность дислокаций  $\sim 5 \cdot 10^{12} \text{ см}^{-2}$  [41], а фактическая плотность дислокаций в границах нанокристаллов может составлять  $\sim 1 \cdot 10^{13} \text{ см}^{-2}$  [17]. При плотности дислокаций  $(0,5 \dots 1,0) \cdot 10^{13} \text{ см}^{-2}$  их взаимодействие с атомами углерода резко усиливается и максимальное суммарное количество углерода, аккумулированное дислокационными атмосферами в  $\alpha$ -фазе, может составлять 0,8...1,0 мас. % [41]. О насыщении атмосфер вокруг дислокаций 3...5 ат. % С (1 мас. % С  $\approx$  4,5 ат. % С) в НКС высокоуглеродистых сталей свидетельствуют также данные объемного атомного зондового анализа (3DAP) [42; 43].

Согласно рис. 4.15, с увеличением концентрации углерода в закаленных в железоуглеродистых сплавах микротвердость нанокристаллического мартенсита трения возрастает, достигая максимума (11,8...12,3 ГПа) именно при концентрациях углерода 0,8...1,0 мас. %, соответствующих наибольшей «углеродной емкости» сегрегаций в НКС. Указанное количество углерода обеспечивает полное насыщение дислокационных атмосфер атомами углерода, при котором реализуются максимальная степень закрепления дислокационной структуры и, соответственно, предельные значения прочности (твердости) стали с НКС.

Закономерности упрочнения при ФО поверхностных слоев стали У8, находящейся в двух структурных состояниях (закаленном и низкоотпущенном), характеризует рис. 4.16. Видно, что НКС, возникающие на поверхностях трения у закаленной и у дополнительно отпущенной при 200 °С стали, весьма близки по уровням твердости (см. рис. 4.16, кривые 1 и 2), несмотря на существенно

меньший уровень исходной твердости низкоотпущенного мартенсита по сравнению с твердостью высокоуглеродистого неотпущенного мартенсита (см. рис. 4.16, линии 1' и 2').

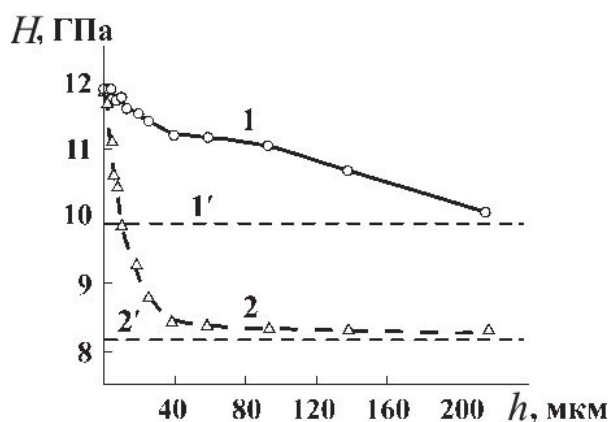


Рис. 4.16. Изменение микротвердости  $H$  по глубине  $h$  поверхностного слоя стали У8, подвергнутой ФО твердосплавным индентором (1, 2) и в исходном состоянии (1', 2'): 1, 1' – закалка, охлаждение ( $-196\text{ }^{\circ}\text{C}$ ); 2, 2' – закалка, охлаждение ( $-196\text{ }^{\circ}\text{C}$ ), отпуск  $200\text{ }^{\circ}\text{C}$

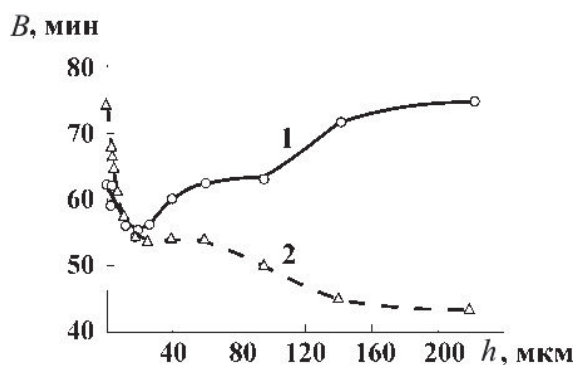


Рис. 4.17. Изменение интегральной ширины  $B$  рентгеновской линии  $(110)\alpha$  по глубине  $h$  поверхностного слоя стали У8, подвергнутой ФО твердосплавным индентором: 1 – закалка, охлаждение ( $-196\text{ }^{\circ}\text{C}$ ); 2 – закалка, охлаждение ( $-196\text{ }^{\circ}\text{C}$ ), отпуск  $200\text{ }^{\circ}\text{C}$

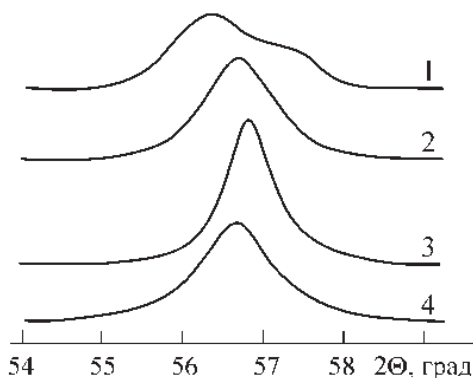


Рис. 4.18. Рентгеновские дифрактограммы линий  $[(110)-(101)(011)]$  мартенсита стали У8: 1 – закалка в воде, охл. ( $-196\text{ }^{\circ}\text{C}$ ); 2 – закалка, охл. ( $-196\text{ }^{\circ}\text{C}$ ) + ФО; 3 – закалка, охл. ( $-196\text{ }^{\circ}\text{C}$ ), отпуск  $200\text{ }^{\circ}\text{C}$ ; 4 – закалка, охл. ( $-196\text{ }^{\circ}\text{C}$ ), отпуск  $200\text{ }^{\circ}\text{C}$  + ФО

Чрезвычайно интенсивное упрочнение при ФО, отпущенной при  $200\text{ }^{\circ}\text{C}$  (см. рис. 4.16, кривая 2) свидетельствует о практически полном деформационном растворении (диссоциации) дисперсных частиц  $\epsilon$ -карбида, выделившихся из мартенсита при низком отпуске, и переходе атомов углерода в примесные сегрегации на дислокациях. Это вызывает значительный рост ширины рентге-

новской линии  $(110)\alpha$  низкоотпущенного мартенсита (рис. 4.17, кривая 2; рис. 4.18, дифрактограммы 3, 4).

У неотпущенного мартенсита в результате развития при фрикционной обработке деформационного динамического старения и перехода углерода из тетрагональной  $\alpha$ -решетки в примесные атмосферы дислокаций, напротив, происходят резкое уменьшение ширины рентгеновской линии  $(110)\alpha$  (см. рис. 4.17, кривая 1) и исчезновение дублета тетрагональности (см. рис. 4.18, дифрактограммы 1 и 2). В результате формы линий  $(110)$  у деформированных трением низкоотпущенного и неотпущенного мартенситов становятся весьма близки (см. рис. 4.18, дифрактограммы 2, 4). Степень заполнения атмосфер атомами углерода в НКС трения низкоотпущенной стали, очевидно, почти столь же велика как и в НКС трения закаленной неотпущенной стали У8.

Глубина упрочнения и характер распределения микротвердости в упрочненном фрикционной обработкой поверхностном слое в значительной степени зависят от исходной структуры сталей (рис. 4.16). У деформированной трением закаленной неотпущенной стали У8 наблюдается плавный характер снижения микротвердости в поверхностном слое толщиной более 200 мкм (см. рис. 4.16, кривая 1), обусловленный эффективным развитием в высокоуглеродистом мартенсите деформационного динамического старения даже при небольших степенях пластической деформации. Вследствие этого глубина упрочненного слоя при фрикционной обработке закаленной высокоуглеродистой стали значительно превышает глубину деформационного упрочнения в таких более пластичных сталях (у которых следовало бы ожидать большей глубины упрочнения при ФО), как низкоотпущенная высокоуглеродистая сталь (см. рис. 4.16, кривая 2) и отожженная низкоуглеродистая сталь (см. рис. 4.9).

В низкоотпущенной и отожженной сталях интенсивное упрочнение при фрикционной обработке во многом связано с процессами диспергирования и деформационного растворения карбидных фаз, которые активно развиваются лишь в тонких, наиболее деформированных поверхностных слоях.

#### 4.5. Влияние фрикционной обработки на сопротивление термическому разупрочнению закаленных сталей

Фрикционная обработка существенно повышает сопротивление термическому разупрочнению закаленных на мартенсит армко-железа и углеродистых сталей, содержащих 0,20...1,35 % С (рис. 4.19).

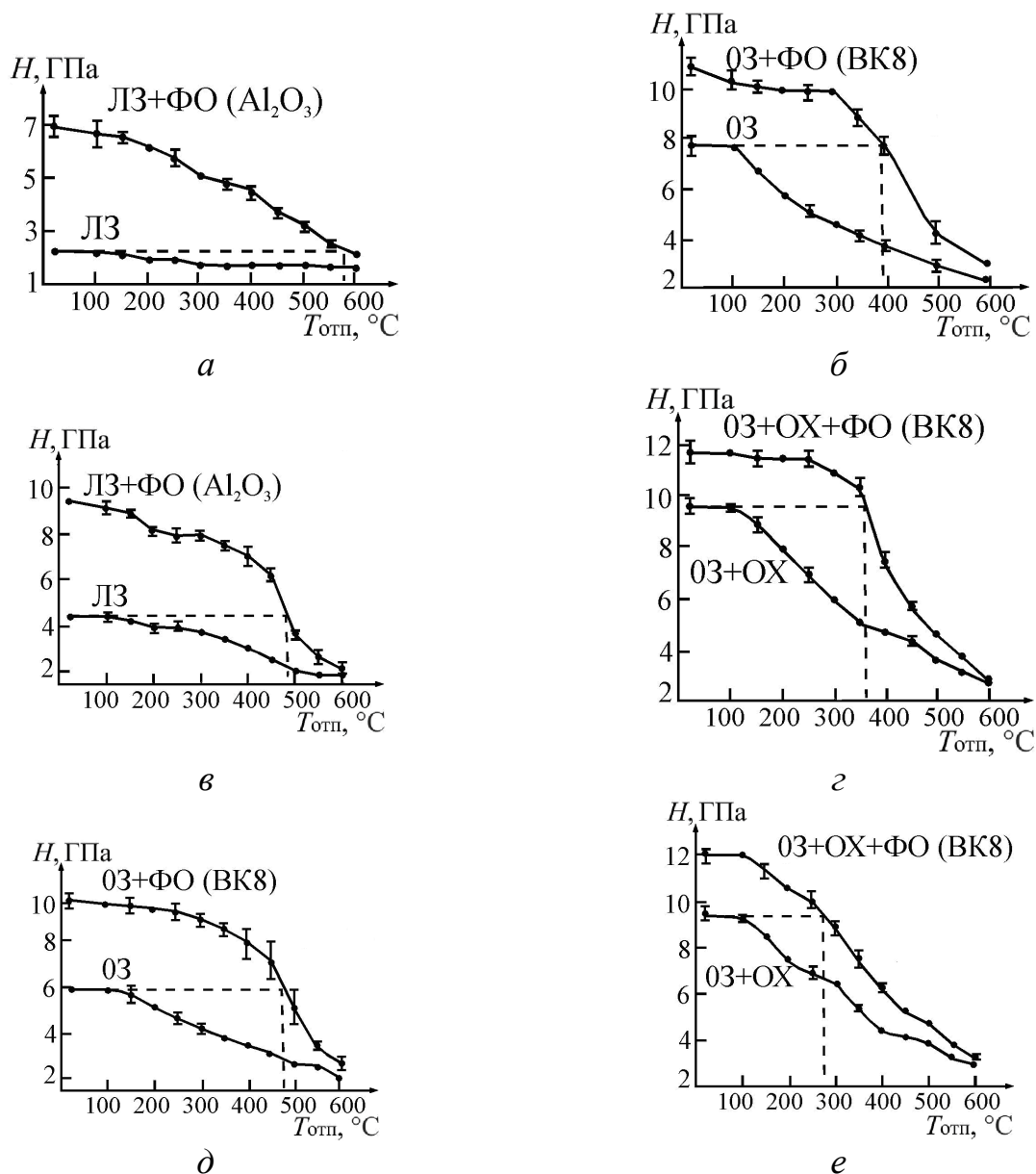


Рис. 4.19. Влияние температуры отпуска (1 ч) на микротвердость сплавов железа с углеродом: а – армко-Fe (0,04 мас. % С); б – 50 (0,51 мас. % С); в – 20 (0,20 мас. % С); г – У8 (0,83 мас. % С); д – 35 (0,38 мас. % С); е – У13 (1,35 мас. % С); ЛЗ – лазерная закалка; ОЗ – объемная закалка; ОХ – обработка при  $-196$  °С; ФО – фрикционная обработка

Так, упрочненная трением конструкционная сталь 35 сохраняет микротвердость поверхности на уровне 8 ГПа до  $T_{отп} = 400$  °С, а у инструментальной стали У8 микротвердость деформированной поверхности превышает 10 ГПа до

$T_{отп} = 350\text{ }^{\circ}\text{C}$ . Следовательно, теплостойкость простых углеродистых сталей после наноструктурирующей ФО возрастает до уровня теплостойкости высоколегированных сталей.

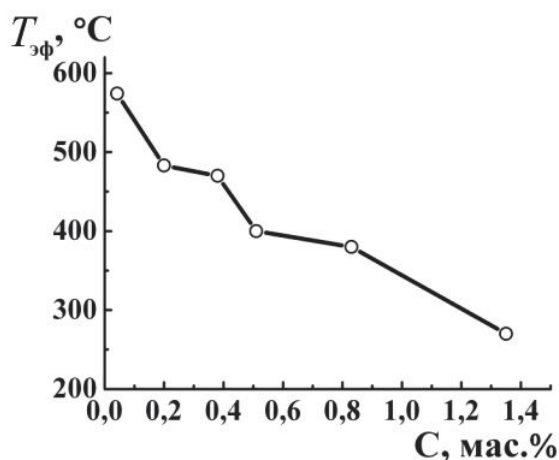


Рис. 4.20. Влияние содержания углерода на эффективность повышения теплостойкости закаленных сплавов железа фрикционной обработкой ( $T_{эф}$  – температура отпуска, после которого твердость деформированной стали соответствует твердости закаленного состояния)

Показателем эффективности повышения теплостойкости Fe-C сплавов при ФО может служить температура отпуска  $T_{эф}$ , после которого твердость деформированного материала соответствует твердости неотпущенного недеформированного состояния (см. пункт на рис. 4.19). Видно, что эффект повышения теплостойкости при ФО непрерывно уменьшается с ростом содержания углерода в сплавах. Это, очевидно, обусловлено снижением термической устойчивости дислокационных атмосфер при увеличении степени насыщенности их углеродом.

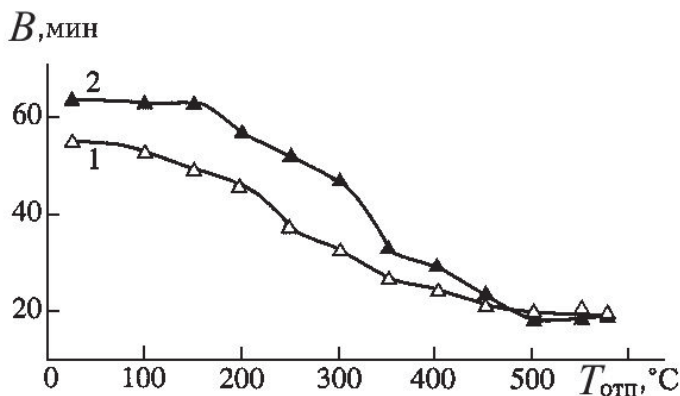


Рис. 4.21. Влияние температуры отпуска (1 ч) на интегральную ширину  $B$  рентгеновской линии  $(110)\alpha$  стали 35:  
1 – закалка от  $950\text{ }^{\circ}\text{C}$  в воде;  
2 – закалка + ФО твердосплавным индентором

Результаты рентгеновского исследования показывают (рис. 4.21), что до температуры отпуска  $400\text{ }^{\circ}\text{C}$  у деформированной трением закаленной стали 35 (кривая 2) сохраняются повышенные значения ширины рентгеновской линии  $(110)\alpha$  по сравнению с недеформированным состоянием (кривая 1). Следовательно, ФО приводит к торможению при указанном нагреве процессов возврата в  $\alpha$ -фазе, связанных с изменением плотности и распределения дефектов в деформированных кристаллах.



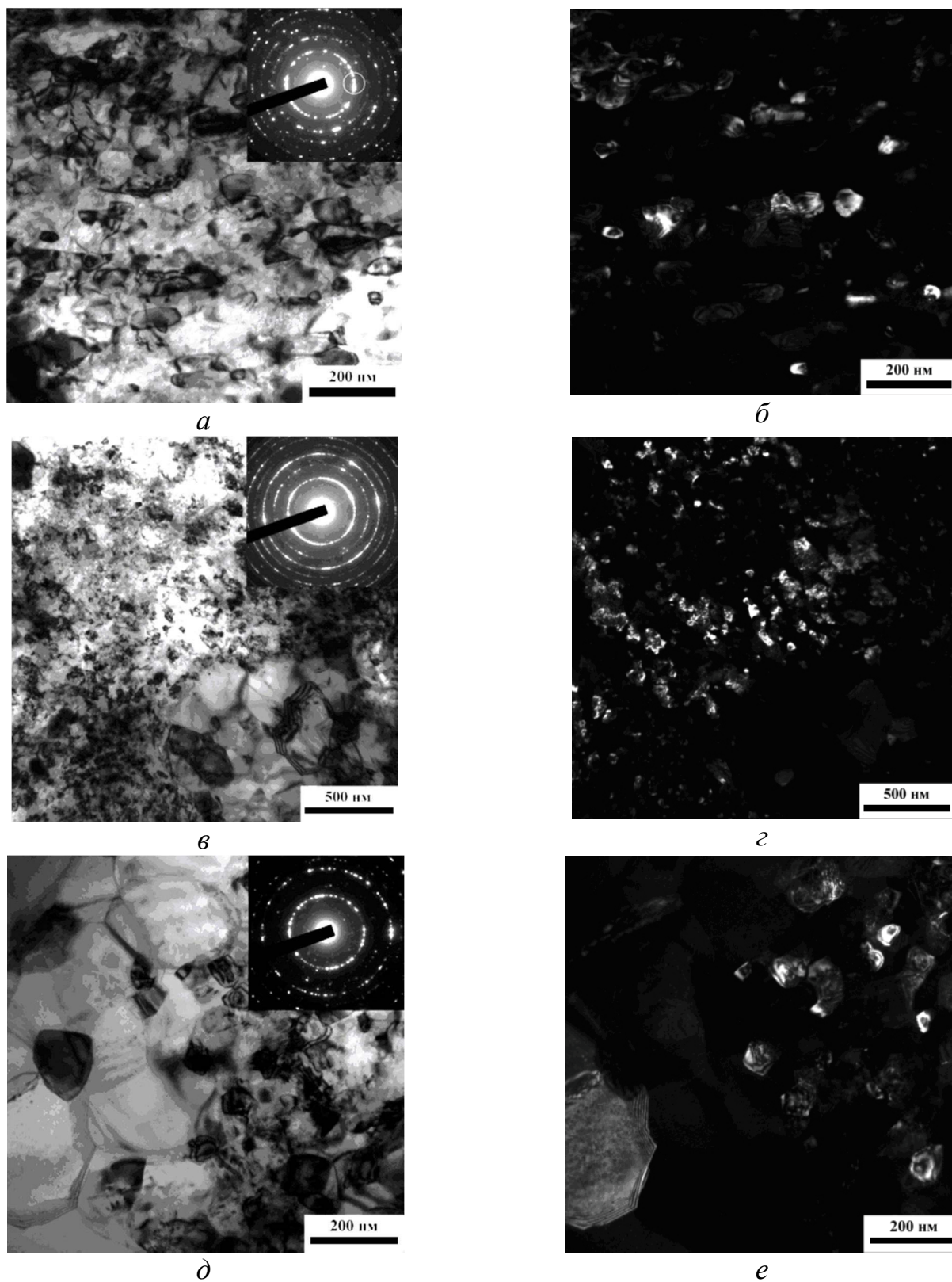


Рис. 4.22. Нанокристаллическая структура, сохранившаяся после отпуска (1 ч) при 350 °С (*a*, *б*) и «бимодальные» структуры, сформировавшиеся после отпусков при 450 °С (*в*, *г*) и 550 °С (*д*, *е*) в поверхностном слое закаленной лазером стали 20, подвергнутой фрикционной обработке: *б*, *г*, *е* – темнопольные изображения в рефлекс (110) $\alpha$

Исследование на электронном просвечивающем микроскопе показало, что в наноструктурированном фрикционной обработкой поверхностном слое закаленной лазером стали 20 (см. рис. 4.7 *а, б*) наблюдается сохранение НКС после отпуска при 350 °С (рис. 4.22 *а, б*), а в отдельных участках слоя – после часового отпуска при 450 °С (рис. 4.22 *в, г*) и даже при 550 °С (рис. 4.22 *д, е*). Сохранение НКС в сильнодеформированном слое низкоуглеродистой стали до температур 350...550 °С является важнейшей причиной наиболее эффективного повышения теплостойкости низкоуглеродистых сплавов железа при фрикционной обработке (см. рис. 4.18 и рис. 4.19), поскольку при низком содержании углерода основной вклад в упрочнение при ИПД сплавов вносит именно малый размер кристаллитов. Так, при размере структурных составляющих ~ 50 нм вклад указанного фактора упрочнения в твердость НКС армко-железа и закаленной низкоуглеродистой стали достигает 64...81 % [44].

В стали 20 в результате наноструктурирующей ФО и последующих отпусков при 450...550 °С формируются бимодальные структуры, состоящие из высокопрочных участков с НКС и областей с рекристаллизованными зернами субмикронных размеров, обладающих высокой пластичностью (рис. 4.22 *в...е*). В [45] хороший комплекс прочности и пластичности отмечается у «бимодальных» структур, формируемых методами ИПД с последующими отжигами в цветных металлах и сплавах.

При повышении температуры отпуска от 450 до 550 °С вследствие увеличения доли рекристаллизованных участков в «бимодальной» структуре стали 20 твердость упрочненного фрикционной обработкой слоя снижается от 6,1 ГПа до 2,8 ГПа (см. рис. 4.19, сталь 20). Важно отметить, что в рассматриваемых «бимодальных» структурах отсутствует аномальный рост рекристаллизованных зерен, размер которых после нагрева до 450 и 550 °С не превышает соответственно 0,2...0,4 и 0,6...0,8 мкм, тогда как в «бимодальных» структурах, возникающих при отжиге в сильнодеформированных чистых металлах, размер рекристаллизованных зерен может достигать нескольких микрон [45].



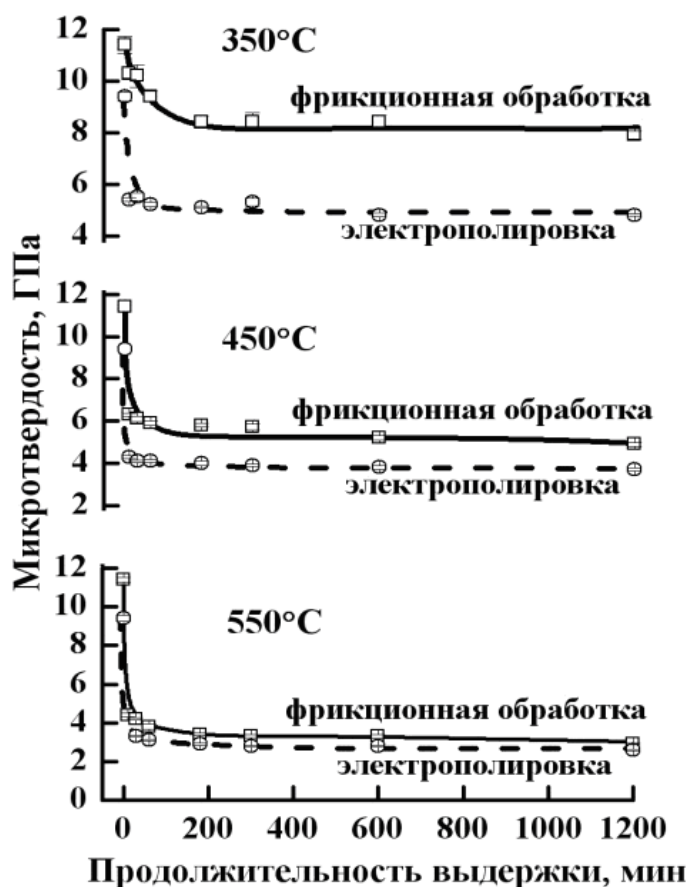


Рис. 4.23. Зависимости микротвердости от продолжительности выдержки при 350 °С, 450 °С и 550 °С закаленной стали У8 в исходном электрополированном состоянии и после ФО индентором из закаленной стали У8 в аргоне

Влияние длительного нагрева на микротвердость и структуру деформированной трением закаленной эвтектоидной стали характеризуют рис. 4.23 и 4.24. Рис. 4.23 показывает, что во всем диапазоне выдержек продолжительностью от 10 мин до 1200 мин (20 ч) при температурах 350, 450 и 550 °С закаленная сталь У8, наноструктурированная ФО (см. рис. 4.7 *д, е*), характеризуется повышенной микротвердостью по сравнению с исходным недеформированным состоянием. С ростом температуры длительного нагрева преимущество в микротвердости стали после ФО перед недеформированным состоянием резко снижается.

Электронно-микроскопическим исследованием установлено, что даже после 20-часового отпуска при 350 °С стали, подвергнутой ФО, дисперсность  $\alpha$ -фазы не превышает в большинстве случаев 100 нм (рис. 4.24 *а, б*). Отпуск (20 ч) при 450 °С деформированной стали приводит к развитию лишь начальной стадии рекристаллизации (рис. 4.24 *в*). Структура деформированной стали У8 после отпуска при 550 °С (рис. 4.24 *г*) свидетельствует об отсутствии даже при продолжительных высокотемпературных выдержках аномального роста рекристаллизованных зерен.

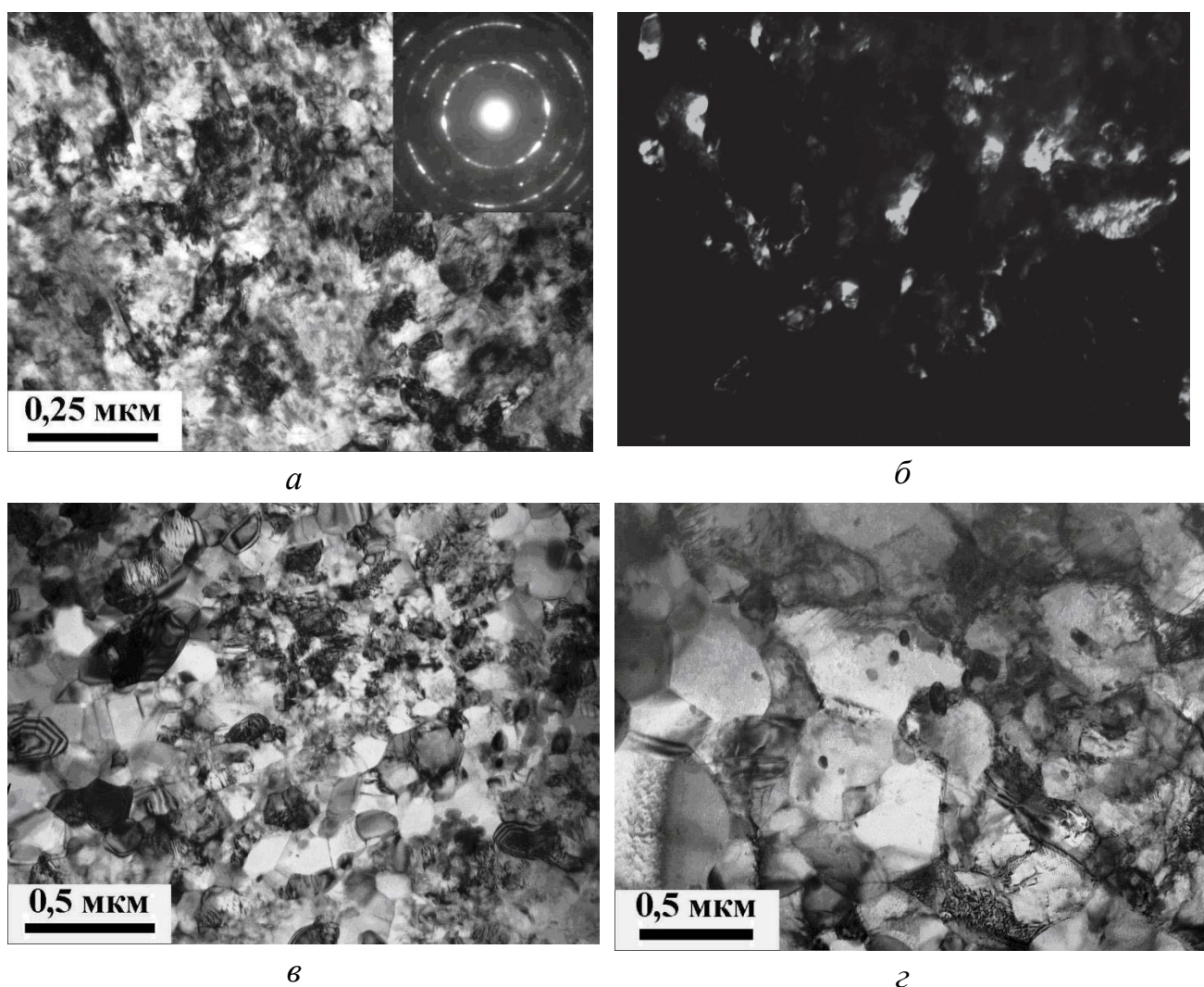


Рис. 4.24. Эволюция в процессе 20-часовых отпусков при 350 °С (*а, б*), 450 °С (*в*) и 550 °С (*г*) НКС, сформированной в поверхностном слое закаленной стали У8 при ФО индентором из закаленной стали У8 в среде аргона: *б* – темнопольное изображение в рефлексе (110) $\alpha$

Основные причины повышенной теплостойкости НКС, сформированных при фрикционной обработке в поверхностных слоях закаленных, а также низкоотпущенных сталей [10; 12; 15]:

- 1) сохранение НКС  $\alpha$ -фазы до температур нагрева не менее 350 °С даже при длительных (до 20 ч) выдержках;
- 2) формирование в процессе отпуска при 450...550 °С «бимодальных» структур, содержащих высокопрочные области с НКС;
- 3) эффективное закрепление дислокаций углеродом в результате активизации в нанокристаллическом мартенсите процессов деформационного динамического старения и деформационного растворения  $\epsilon$ -карбидной фазы;

- 4) торможение формирования и роста карбидных частиц;
- 5) торможение процессов возврата в  $\alpha$ -фазе;
- 6) отсутствие катастрофического (аномального) роста зерна при рекристаллизации деформированных трением сталей.

#### 4.6. Влияние фрикционной обработки на износостойкость закаленных углеродистых сталей

Из табл. 4.1 следует, что ФО стали 50 с исходной мартенситной структурой (см. рис. 4.6 б), приводящая к наноструктурированию ее поверхностного слоя (см. рис. 4.7 в, г), повышает сопротивление абразивному изнашиванию кремнем (твердостью  $H \sim 10$  ГПа) и корундом ( $H \sim 20$  ГПа) соответственно в 1,7 и 1,3 раза. Это обусловлено ограничением на упрочненной поверхности процессов микрорезания.

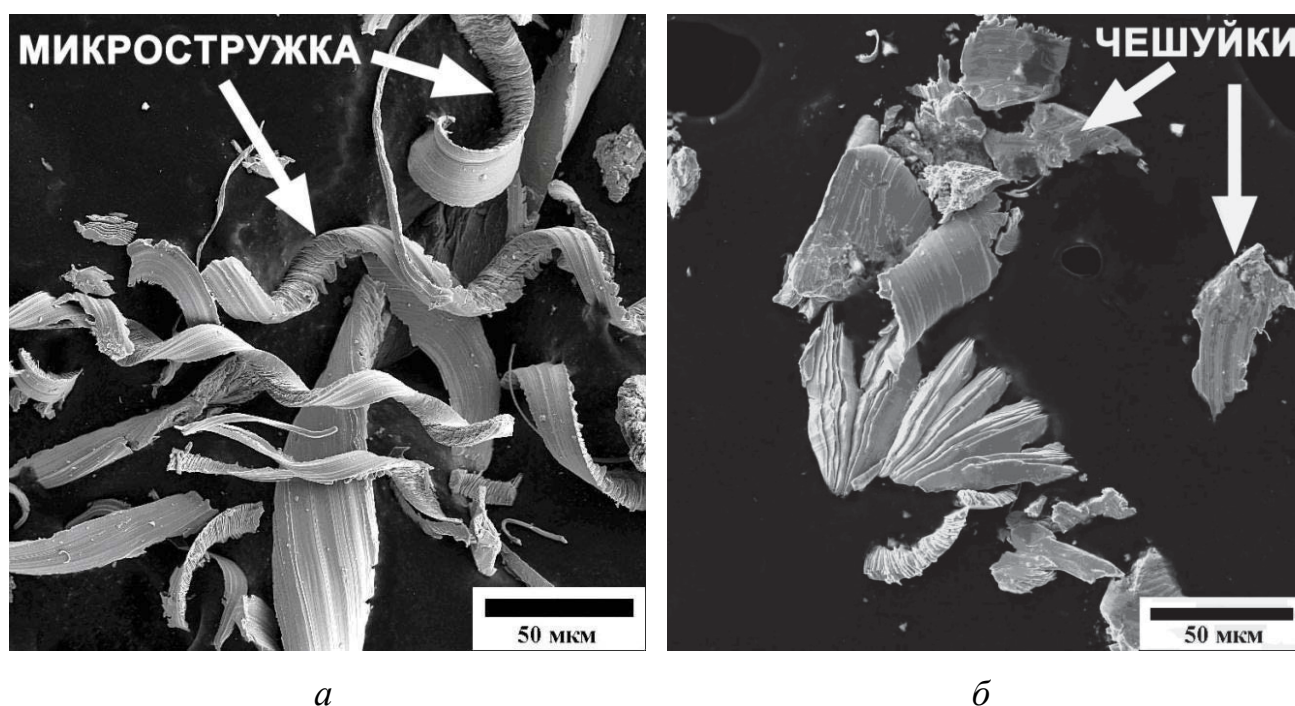


Рис. 4.25. Продукты изнашивания после испытаний по кремню образцов из стали 50: а – закалка; б – закалка + фрикционная обработка

На рис. 4.25 показано, что в условиях испытаний по более мягкому абразиву кремню ФО приводит даже к смене преобладающего механизма изнашивания от микрорезания к царапанию, о чем свидетельствует наличие в продуктах из-

нашивания значительного количества частичек в виде чешуек (рис. 4.25 б). В продуктах же изнашивания исходной закаленной стали содержится большое количество микростружек (рис. 4.25 а), образующихся в процессе одноактного отделения микрообъемов металла от поверхности трения при микрорезании.

Таблица 4.1

Влияние фрикционной обработки на интенсивность изнашивания стали 50 по закрепленному абразиву и в условиях трения скольжения по пластине из стали 45 без смазки на воздухе и со смазкой

Обработка	Интенсивность изнашивания $Ih$			
	по абразиву		при трении скольжения	
	кремню	корунду	без смазки	со смазкой
Закалка в воде	$1,5 \cdot 10^{-6}$	$2,9 \cdot 10^{-6}$	$0,6 \cdot 10^{-7}$	$2,1 \cdot 10^{-9}$
Закалка + ФО	$0,9 \cdot 10^{-6}$	$2,3 \cdot 10^{-6}$	$0,2 \cdot 10^{-7}$	$1,0 \cdot 10^{-9}$
Рост износостойкости	в 1,7 раза	в 1,3 раза	в 3,0 раза	в 2,1 раза

Интенсивность адгезионного изнашивания стали 50 при трении скольжения по стальной пластине без смазки (при отсутствии заметного фрикционного нагрева) снижается в результате ФО в 3,0 раза (см. табл. 4.1) за счет ограничения процессов схватывания (рис. 4.26 а, б). Это создает условия для формирования на поверхности трения стали, подвергнутой ФО, плотных окисных пленок (рис. 4.26 в), что подтверждается результатами энергодисперсионного микроанализа поверхности трения (рис. 4.26 г). Окисные пленки экранируют контактирующие поверхности и препятствуют их адгезионному взаимодействию.

При трении со смазкой (в условиях граничного трения [27], когда коэффициент трения составлял  $f = 0,09$  для закаленной стали и  $f = 0,07$  для поверхностно упрочненной стали) ФО повышает износостойкость в 2,1 раза (см. табл. 4.1) вследствие ограничения на поверхности трения процессов пластического оттеснения.



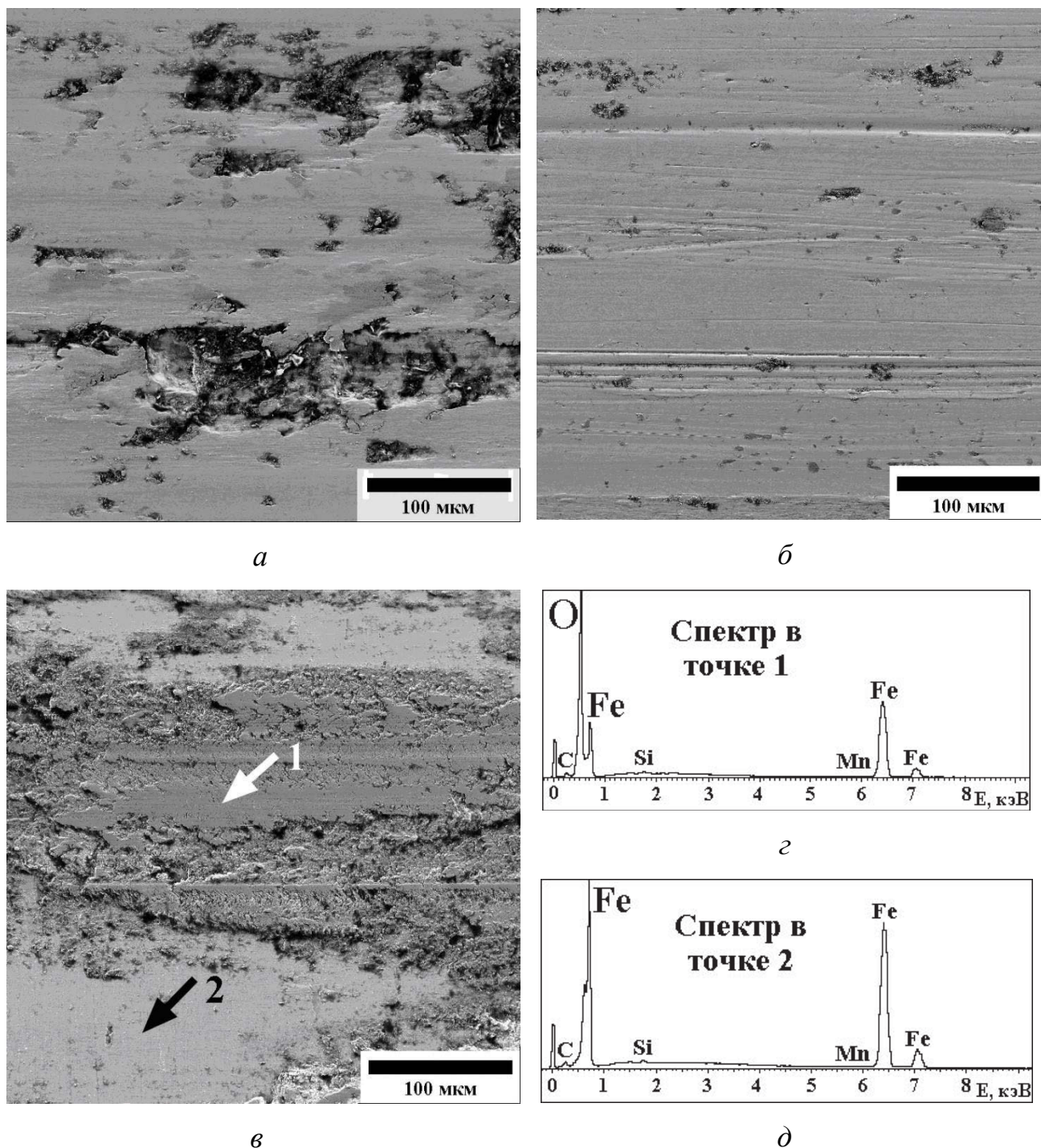


Рис. 4.26. Поверхности изнашивания после испытаний на трение скольжения без смазки образцов из стали 50 после закалки (*а*) и последующей фрикционной обработки (*б*, *в*) и энергодисперсионные спектры элементов при анализе участков 1 (*г*) и 2 (*д*)

Упрочненная фрикционной обработкой закаленная сталь 50 и после нагрева до температур 100...600 °С обладает повышенной износостойкостью (пониженными значениями интенсивностей изнашивания) при абразивном воздействии (рис. 4.27 *а*) и трении скольжения со смазкой (рис. 4.27 *б*).

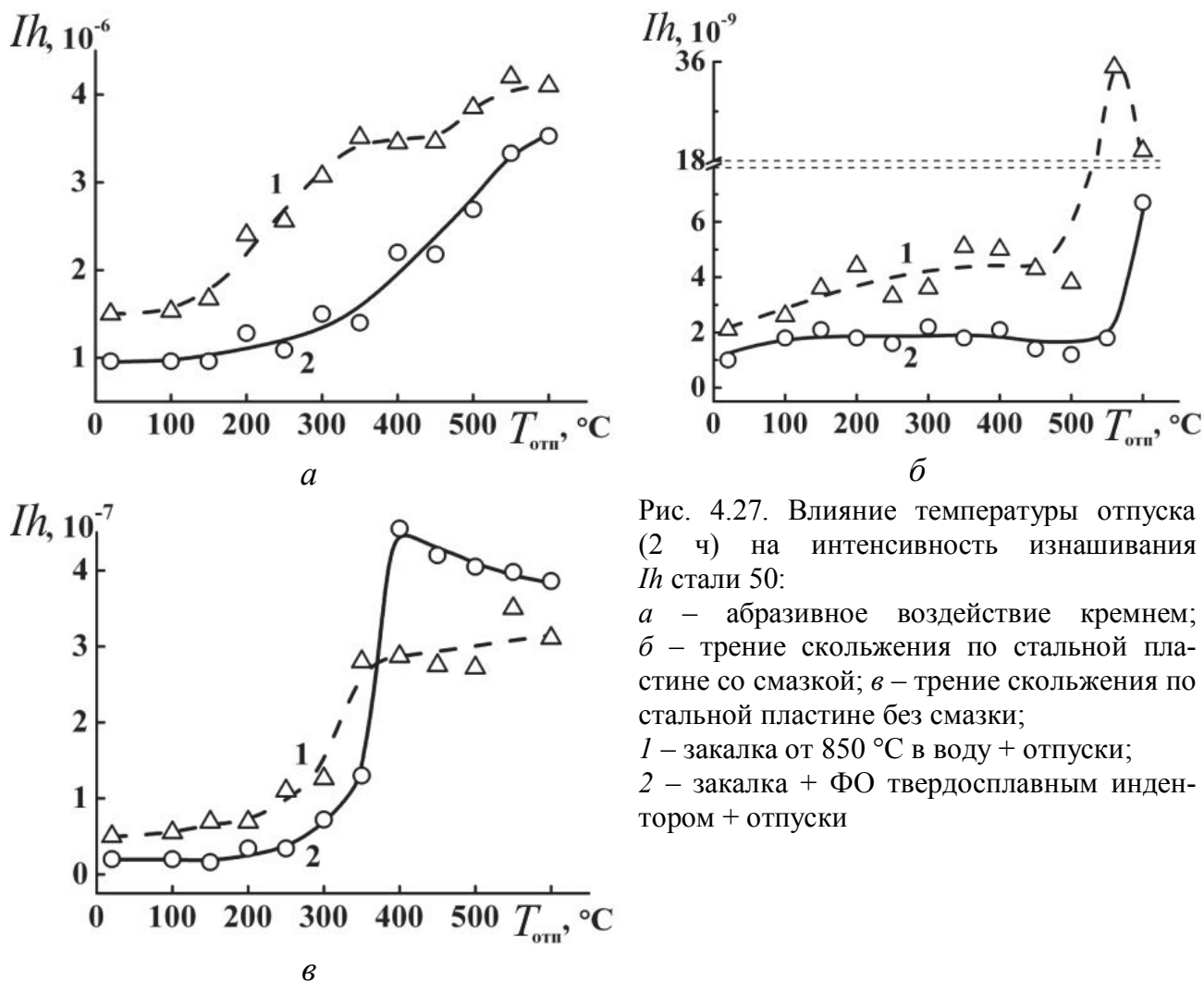


Рис. 4.27. Влияние температуры отпуска (2 ч) на интенсивность изнашивания  $Ih$  стали 50:

а – абразивное воздействие кремнем;  
 б – трение скольжения по стальной пластине со смазкой; в – трение скольжения по стальной пластине без смазки;  
 1 – закалка от 850 °С в воду + отпуск;  
 2 – закалка + ФО твердосплавным индентором + отпуск

В условиях же сухого трения скольжения (рис. 4.27 в) указанное преимущество сохраняется лишь в диапазоне температур отпуска 100...350 °С, а после отпуска при 400...600 °С подвергнутая ФО сталь (кривая 2) характеризуется более высокой интенсивностью изнашивания, чем недеформированная трением сталь (кривая 1). Это обусловлено разупрочнением закаленной стали 50 при нагреве до 400 °С (см. рис. 4.19) ниже критического уровня, когда разрушение градиентного поверхностного слоя подвергнутой ФО стали при адгезионном изнашивании развивается по глубинным, менее прочным слоям (когезионный отрыв материала).

ФО приводит также к существенному росту сопротивления высокоуглеродистых и конструкционных сталей, подвергнутых лазерной или объемной закалке, тепловому схватыванию в условиях трения скольжения с большими скоростями (более 2 м/с) в окислительной (воздух) и безокислительной (азот)

средах [9; 10; 14; 25]. В интервале скоростей скольжения 2,3...4,0 м/с ФО обеспечивает не только значительное (до двух порядков) повышение износостойкости, но и более низкий коэффициент трения.

#### **4.7. Влияние фрикционной обработки на механические свойства сталей**

Для испытаний на статическое и циклическое растяжение плоские образцы толщиной 3 мм из отожженной стали 20 с рабочей частью размерами 25 × 7 мм подвергали с двух сторон ФО скользящим цилиндрическим твердосплавным индентором (см. 4.2 а). ФО обеспечивает сильное диспергирование феррито-перлитной структуры [11; 13], упрочнение поверхности от 1,7 до 4,3 ГПа с резким градиентом твердости в слое глубиной ~ 10 мкм при общей глубине упрочнения 70...80 мкм (см. рис. 4.9).

Для оценки влияния ФО на механические свойства термоупрочненных сталей рабочую часть (25×7 мм) плоских образцов толщиной 2,7 мм из закаленной в масле стали 50 с микротвердостью 8 ГПа подвергали с двух сторон сканированию полусферическим твердосплавным индентором (см. рис. 4.2 б). ФО формировала поверхностный слой с НКС (см. рис. 4.7 в, г) твердостью 10,7 ГПа при наиболее интенсивном уменьшении твердости в слое толщиной 30...50 мкм и общей глубине упрочнения ~ 250 мкм [46].

Табл. 4.2 показывает, что ФО повышает прочностные и снижает пластические характеристики отожженной низкоуглеродистой стали при статическом растяжении, оказывая существенное влияние на вид кривой нагружения стали 20 (рис. 4.28 а). Это проявляется в исчезновении зуба текучести и резком уменьшении длины площадки текучести образцов с упрочненным ФО поверхностным слоем (см. рис. 4.28 а, кривая 2).

Таблица 4.2

Влияние фрикционной обработки на условный предел текучести  $\sigma_{0,2}$ ,  
временное сопротивление разрыву  $\sigma_B$  и равномерное удлинение  $\delta_r$  углеродистых сталей

Состояние стали	Отожженная сталь 20			Закаленная сталь 50		
	$\sigma_{0,2}$ , МПа	$\sigma_B$ , МПа	$\delta_r$ , %	$\sigma_{0,2}$ , МПа	$\sigma_B$ , МПа	$\delta_r$ , %
Исходное	240	380	22,5	1500	2130	1,5
После ФО	280	400	18,1	1560	1840	0,5

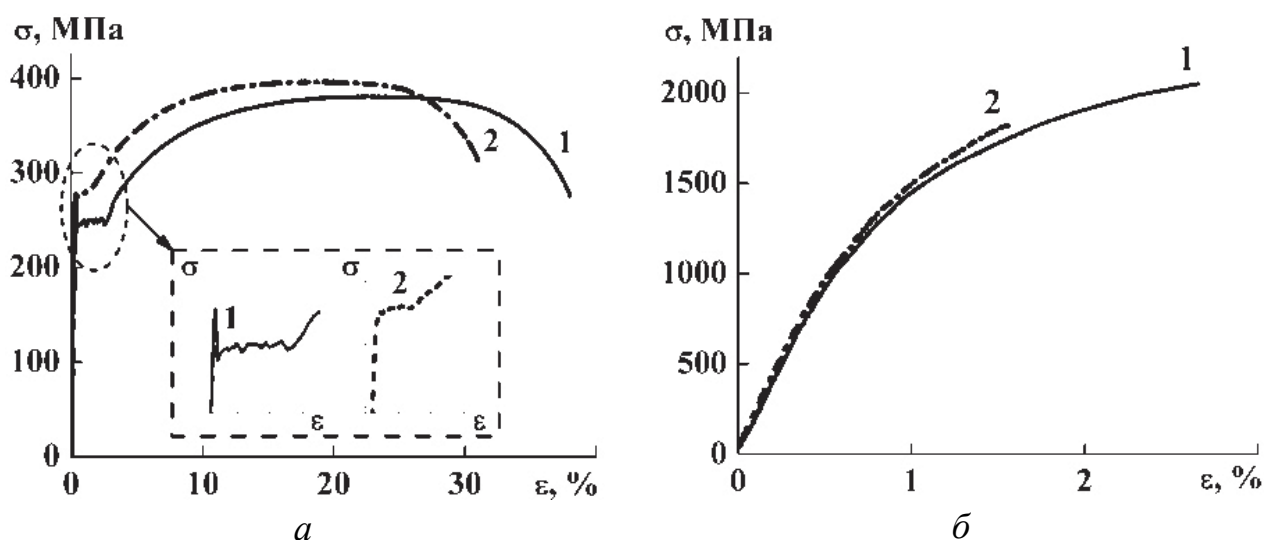


Рис. 4.28. Кривые нагружения отожженной стали 20 (а) и закаленной стали 50 (б) при растяжении: 1 – исходное состояние; 2 – после ФО

Выявленные различия в пластичности упрочненного слоя и основного металла образца (см. табл. 4.2, рис. 4.28), а также обусловленная ФО поврежденность и наличие на поверхности трения стали 20 микротрещин (см. рис. 4.13, 4.14) способствуют ускоренному трещинообразованию упрочненного слоя при «жестком» циклическом нагружении (с контролируемой величиной общей деформации) [11; 13]. Однако на начальных этапах деформирования у упрочненного ФО поверхностного слоя обнаружена способность к дополнительному значительному упрочнению с ростом микротвердости от 4,3 до 5,6 ГПа. Это свидетельствует о сохранении у сильнодеформированного поверхностного слоя низкоуглеродистой стали некоторого запаса пластичности.

Испытания на циклическое отнулевое растяжение с контролем по напряжению показали, что упрочняющая ФО не снижает прочность стали 20 в области малоциклового усталости (рис. 4.29, зона I), что может быть связано именно с сохранением у поверхностного слоя после ФО запаса пластичности.

Однако в области многоциклового усталости наблюдается некоторое снижение циклической прочности образцов из стали 20 с упрочненным поверхностным слоем (рис. 4.29, зона II). Это может быть следствием наличия мелких микротрещин на поверхности образцов после ФО по использованному режиму (см. рис. 4.13 б).



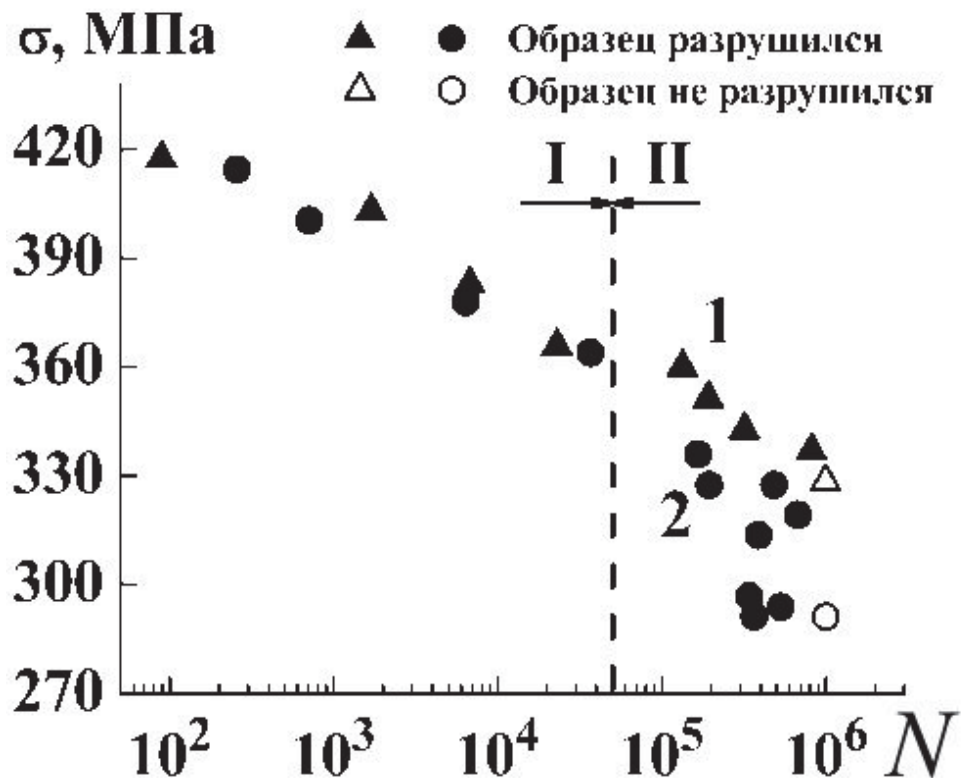
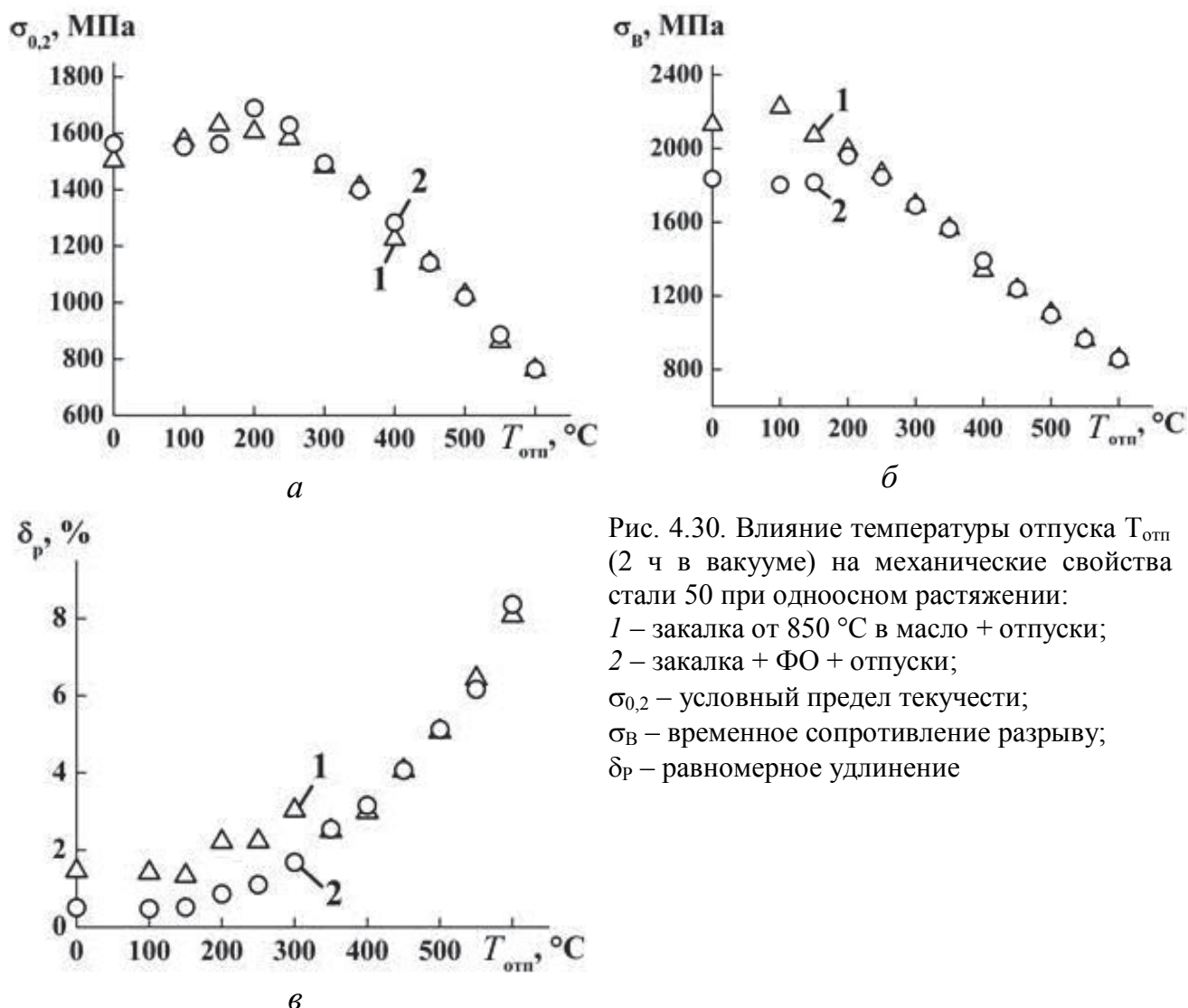


Рис. 4.29. Циклическая прочность образцов из стали 20 в исходном отожженном состоянии (1) и после ФО (2), подвергнутых нагружению в области малоцикловой (I) и многоцикловой (II) усталости

Данные табл. 4.2 свидетельствуют о том, что в условиях испытаний на статическое растяжение ФО не оказывает влияния на предел текучести, однако снижает предел прочности и пластичность закаленной стали 50, дополнительно охрупчивая ее поверхностный слой. ФО закаленной стали не изменяет вид кривой нагружения (рис. 4.28 б), типичной для высокопрочных материалов с низкой пластичностью и отсутствием площадки текучести.

Согласно данным рис. 4.30, последующий отпуск при температурах более 200...300 °С устраняет отрицательное влияние ФО на механические свойства закаленной среднеуглеродистой стали.



#### 4.8. Комбинированная деформационно-термическая обработка закаленных сталей

На основании установленных зависимостей от температуры отпуска механических свойств (см. рис. 4.30), микротвердости (см. рис. 4.19) и износостойкости (см. рис. 4.27) предложена комбинированная деформационно-термическая наноструктурирующая обработка закаленной конструкционной стали 50, включающая фрикционную обработку с оптимизированным отпуском при 350 °С и обеспечивающая хороший комплекс износостойкости, прочности и пластичности (табл. 4.3). Важно отметить, что после проведения рассматриваемой комбинированной обработки, включающей окончательный отпуск при 350 °С (1 ч), на поверхности стали формируется высокодисперсная (нанокристаллическая) структура, поскольку наноструктура  $\alpha$ -фазы, возникшая в ре-

зультате ФО, сохраняется в закаленных углеродистых сталях после нагрева до 350 °С (см. рис. 4.22 а, б), даже при длительных (до 20 ч) выдержках (см. рис. 4.24 а, б).

Таблица 4.3

Влияние термической и деформационно-термической обработок стали 50 на микротвердость  $H$ , интенсивность изнашивания  $Ih$  и механические свойства при испытаниях на растяжение

Обработка	H, ГПа	Интенсивность изнашивания, $Ih$			Механические свойства		
		трение без смазки	трение со смаз- кой	по крем- нию	$\sigma_{0,2}$ , МПа	$\sigma_B$ , МПа	$\delta_p$ , %
Закалка + отпуск 350°C	4,6...4,7	$2,8 \cdot 10^{-7}$	$5,4 \cdot 10^{-9}$	$3,5 \cdot 10^{-6}$	1410	1570	2,5
Закалка + ФО + отпуск 350°C	8,6...9,6	$1,3 \cdot 10^{-7}$	$1,8 \cdot 10^{-9}$	$1,4 \cdot 10^{-6}$	1400	1560	2,5
Рост твердости и износостойкости в 2...3 раза					Не изменились		

#### 4.9. Использование микроиндентирования для анализа поверхностей, подвергнутых фрикционной обработке

Для оценки физико-механических свойств поверхностных слоев все большее распространение получает метод кинетического индентирования, который позволяет непрерывно регистрировать кривую  $P-h$  (нагрузка на индентор – глубина внедрения индентора) (рис. 4.31) и получать количественные характеристики материала (например, твердость, модуль Юнга и др.) на различных масштабных (нано-, микро- и макро-) уровнях [47].

В настоящее время для оценки сопротивления материалов механическому контактному воздействию используется ряд параметров, рассчитанных на основе измеряемых при индентировании характеристик. Так, удельная контактная твердость, определяемая как отношение твердости вдавливания к контактному модулю упругости  $H_{IT}/E^*$  [48; 49], и упругое восстановление  $R_e = ((h_{\max} - h_p) / h_{\max}) \times 100 \%$ , где  $h_{\max}$  и  $h_p$  – максимальная и остаточная глубины вдавливания индентора [50], которые характеризуют упругую деформацию (долю упругой деформации в общей деформации) и, соответственно, способность материала сопротивляться нагружению без пластического деформирования. Качественной сравнительной характеристикой сопротивления пластической деформации принято считать отношение  $H^3/E^{*2}$  [51].

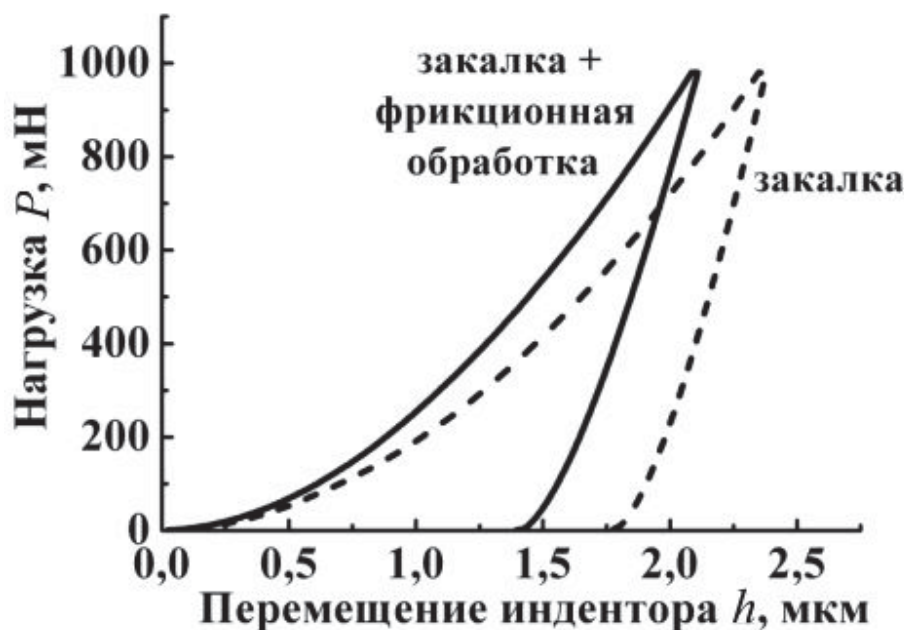


Рис. 4.31. Диаграмма нагружения индентора Виккерса в координатах нагрузка  $P$  – перемещение индентора  $h$  при микроиндентировании стали 50 с нагрузкой 0,98 Н (100 гс) на приборе *Fischerscope HM2000 XYm*

Данный подход, широко используемый для покрытий и пленок [48; 50; 51], может быть применен и к деформационной обработке стальных поверхностей [46; 52]. Формируемые ФО нанокристаллические слои можно рассматривать в качестве естественного покрытия, резко отличающегося от материала основы морфологическими особенностями и дефектностью структуры, физико-механическими и иными свойствами.

Фрикционная обработка поверхности стали 50 (см. рис. 4.7 в, з) с исходной структурой неотпущенного мартенсита (см. рис. 4.6 б) заметно изменяет  $P$ – $h$ -диаграмму непрерывного вдавливания индентора Виккерса (см. рис. 4.31).

В табл. 4.4 приведены данные микроиндентирования стали 50, определенные согласно стандарту ISO 14577-1:2002. Видно, что в результате ФО закаленной стали возрастает твердость по Мартенсу  $HM$  (которая учитывает пластическую и упругую деформации), твердость вдавливания при максимальной нагрузке  $H_{IT}$ , упругое восстановление  $R_e$ , удельная контактная твердость ( $H_{IT}/E^*$ ) и особенно существенно (в 2,9 раза) отношение  $H_{IT}^3/E^{*2}$ .

Таблица 4.4

Результаты микроиндентирования при нагрузке  
на индентор 0,98 Н (100 гс) образцов из стали 50

Обработка	$h_{\max}$ , мкм	$h_p$ , мкм	$HM$ , ГПа	$H_{IT}$ , ГПа	$E^*$ , ГПа	$R_e$ , %	$\frac{H_{IT}}{E^*}$	$\frac{H_{IT}^3}{E^{*2}}$ , ГПа
Закалка	2,50	1,86	6,1	8,6	212	25,8	0,041	0,014
Закалка + ФО	2,20	1,46	7,9	12,4	218	33,8	0,057	0,040
Закалка + отпуск 350 °С	2,90	2,33	4,5	5,8	223	19,6	0,026	0,004
Закалка + ФО + от- пуск 350 °С	2,33	1,64	7,0	10,4	214	29,7	0,049	0,025

Примечание:  $h_{\max}$  – максимальная глубина вдавливания индентора;  $h_p$  – остаточная глубина вдавливания индентора после снятия нагрузки;  $HM$  – твердость по Мартенсу;  $H_{IT}$  – твердость вдавливания;  $E^*$  – контактный модуль упругости;  $R_e = ((h_{\max} - h_p) / h_{\max}) \times 100 \%$  – упругое восстановление.

Следовательно, по данным микроиндентирования, поверхность стали 50 после ФО обладает более высокой стойкостью к механическому воздействию по сравнению с исходным закаленным состоянием, что проявляется в повышенной способности наноструктурированного слоя сопротивляться пластическому деформированию при контактном нагружении. Это способствует ограничению процессов микрорезания (см. рис. 4.25), схватывания (см. рис. 4.26) и пластического оттеснения при изнашивании и, как следствие, обуславливает существенный (до 3 раз) рост в результате ФО износостойкости стали в условиях абразивного, адгезионного изнашивания и граничного трения (см. табл. 4.4).

Данные табл. 4.4 показывают так же, что комбинированная обработка, включающая закалку, наноструктурирующую ФО и последующий отпуск при 350 °С (выдержка 1 ч), обеспечивает, по сравнению с закаленной и отпущенной при этой же температуре сталью, рост характеристик твердости  $HM$  и  $H_{IT}$  (в 1,6...1,8 раза), а также повышение параметров  $R_e$  (в 1,5 раза),  $H_{IT}/E^*$  (в 1,9 раза) и  $H_{IT}^3/E^{*2}$  (в 6,2 раза), отражающих рост стойкости стальной поверхности к формоизменению при механическом воздействии.

#### 4.10. Заключение

ФО скользящими инденторами является эффективным способом формирования НКС с повышенными физико-механическими свойствами на поверхности практически любых сплавов железа, включая закаленные стали. Следовательно, ФО может применяться как способ наноструктурирования высокопрочных и хрупких металлических материалов, расширяя тем самым возможности для исследования строения и свойств наноструктур деформационного происхождения, которые не могут быть созданы объемными методами ИПД.

Важными технологическими преимуществами ФО являются ее применимость к изделиям, подвергнутым как объемной, так и поверхностной термической (например, лазерной) обработке, а также относительная простота и дешевизна способа.

При оптимизации режимов ФО необходимо учитывать не только достижение максимальных накопленных деформаций в возможно более глубоком поверхностном слое за счет увеличения числа циклов фрикционного нагружения, коэффициента трения (сдвиговой компоненты деформации) и нагрузки, но также и обусловленную деформационной обработкой поврежденность металла (возникновение микродефектов сплошности в виде субмикропор и микротрещин). Для этих целей исследование процесса ФО может проводиться как экспериментальными методами, так и методами конечно-элементного математического моделирования с последующим расчетом поврежденности металла.

При ФО закаленных сталей за счет эффективного развития деформационного динамического старения в неотпущенном мартенсите достигается в несколько раз более значительная глубина деформационного упрочнения ( $> 200$  мкм) по сравнению с пластичными низкоотпущенными и отожженными сталями.

ФО обеспечивает закаленным углеродистым сталям существенное повышение твердости, сопротивления термическому разупрочнению и износостойкости при трении в парах «металл–абразив» и «металл–металл», в том числе в

условиях значительного фрикционного нагрева при испытаниях с большими (более 2 м/с) скоростями скольжения.

По данным микроиндентирования, в результате наноструктурирующей ФО возрастает также сопротивление поверхностного слоя пластической деформации. Это свидетельствует о способности упрочненного при ФО слоя выдерживать в условиях эксплуатации более значительные контактные нагрузки без остаточного формоизменения и последующего разрушения. Повышенное сопротивление упрочненного ФО слоя пластической деформации ограничивает развитие процессов микрорезания, схватывания и пластического оттеснения при изнашивании и тем самым обуславливает существенный (до 1,7...3 раз) рост износостойкости конструкционной среднеуглеродистой стали 50 в условиях абразивного и адгезионного изнашивания, а также граничного трения.

Отрицательное влияние ФО на пластичность термоупрочненной стали устраняется проведением дополнительного оптимизированного отпуска (например, при температуре 350 °С для стали 50, подвергнутой закалке и ФО). Комбинированная деформационно-термическая обработка закаленной стали (ФО + отпуск) обеспечивает повышенные (в 2...3 раза) уровни твердости и износостойкости при отсутствии снижения механических свойств по сравнению с закаленной и отпущенной сталью.

При оптимизации режимов комбинированных обработок важно учитывать, что в условиях абразивного воздействия и трения со смазкой преимущество в износостойкости стали, упрочненной ФО, перед недеформированной сталью сохраняется или даже возрастает после отпуска в широком интервале температур (100...600 °С). В условиях же адгезионного изнашивания эффективное повышение износостойкости стальных поверхностей при проведении фрикционной или комбинированной обработок достигается лишь при наличии достаточной прочности основного металла, когда не происходит глубинного вырывания микрообъемов упрочненного поверхностного слоя.

Комбинированная деформационно-термическая обработка закаленных низкоуглеродистых сталей, включающая наноструктурирующую ФО и отпуск



при температуре  $\sim 450\text{ }^{\circ}\text{C}$ , может рассматриваться в качестве способа формирования в сталях высокопрочной (твердостью  $\sim 6\text{ ГПа}$ ) бимодальной структуры, состоящей из областей с НКС и участков из рекристаллизованных зерен феррита субмикронных ( $0,2\ldots 0,4\text{ мкм}$ ) размеров. От поверхностного слоя с «бимодальной» структурой можно ожидать хорошего комплекса прочности и пластичности.

Рассмотренные преимущества ФО были реализованы при разработке способа поверхностного упрочнения стальных изделий (патент 2194773 [53]), включающего объемную или лазерную закалку с дополнительным деформированием в условиях трения скольжения при температуре от  $-196$  до  $100\text{ }^{\circ}\text{C}$  и возможным последующим отпуском при температурах до  $450\text{ }^{\circ}\text{C}$ . Способ, обеспечивающий повышение твердости, теплостойкости и трибологических свойств сталей, основан на создании в их поверхностном слое нанокристаллической мартенситной структуры, претерпевшей деформационное динамическое старение.

При подготовке материалов настоящей главы использованы результаты, полученные при частичной поддержке проектов № 12-П-1-1027, № 12-Т-1-1010 и гранта РФФИ № 11-08-01025-а.

#### **Контрольные вопросы к главе 4**

1. Какой механизм пластической деформации приводит к формированию нанокристаллических структур при фрикционной обработке?
2. Какие технологические параметры фрикционной обработки оказывают сильное влияние на накопление деформации в металле?
3. Почему при проведении фрикционной обработки важно учитывать обусловленную деформацией поврежденность металла?
4. Как влияет содержание углерода в сталях на микротвердость и сопротивление термическому разупрочнению нанокристаллического мартенсита, формируемого фрикционной обработкой?
5. Каковы основные причины повышения теплостойкости закаленных сталей при фрикционной обработке?
6. Какое влияние оказывает фрикционная обработка на трибологические и механические свойства сталей?
7. Какие параметры, определяемые на основе индентирования, используют для анализа упрочненных поверхностных слоев?
8. По каким критериям может проводиться оптимизация режимов комбинированных деформационно-термических обработок?
9. В чем заключаются преимущества фрикционной обработки?

#### Список библиографических ссылок к главе 4

1. Панин В. Е. Физическая мезомеханика поверхностных слоев твердых тел / В. Е. Панин // Физич. Мезомех. 1999. Т. 2. № 6. С. 5–23.
2. Jha S. K. Nominal vs local shot-peening effects on fatigue lifetime in Ti-6Al-2Sn-4Zn-6Mo at elevated temperature / S. K. Jha, R. John, J. M. Larsen // Met. Mater. Trans. A. 2009. V. 40. P. 2675–2684.
3. Umemoto M. Formation of nanocrystalline structure in carbon steels by ball drop and particle impact techniques / M. Umemoto, K. Todaka, K. Tsuchiya // Mat. Sci. Eng. A. 2004. V. 375–377. P. 899–904.
4. Панин В. Е. Наноструктурирование поверхностных слоев конструкционных материалов и нанесение наноструктурных покрытий / В. Е. Панин, В. П. Сергеев, А. В. Панин. Томск: Томск. Политех. Ун-т, 2008. 286 с.
5. Tao N. R. Surface nanocrystallization of iron induced by ultrasonic shot peening / N. R. Tao, M. L. Sui, J. Lu, K. Lu // NanoStruct. Mat. 1999. V. 11. №. 4. P. 443–440.
6. Lu K. Nanostructured surface layer on metallic materials induced by surface mechanical attrition treatment / K. Lu, J. Lu // Mat. Sci. Eng. A. 2004. V. 375–377. P. 38–45.
7. Li W. L. Fabrication of a gradient nano-micro-structured surface layer on bulk copper by means of a surface mechanical grinding treatment / W. L. Li, N. R. Tao, K. Lu // Scr. Mater. 2008. V. 59. P. 546–549.
8. Юркова А. И. Структура и механические свойства железа после поверхностной интенсивной пластической деформации трением. I. Особенности формирования структуры / А. И. Юркова, Ю. В. Мильман, А. В. Бякова // Деформация и разрушение материалов. 2009. № 1. С. 2–11.
9. Макаров А. В. Повышение твердости и износостойкости закаленных лазером стальных поверхностей с помощью фрикционной обработки / А. В. Макаров, Л. Г. Коршунов // Трение и износ. 2003. Т. 24. № 3. С. 301–306.
10. Макаров А. В. Повышение теплостойкости и износостойкости закаленных углеродистых сталей фрикционной упрочняющей обработкой /

А. В. Макаров Л. Г. Коршунов, И. Ю. Малыгина, И. Л. Солодова // МиТОМ. 2007. № 3. С. 57–62.

11. Макаров А. В. Влияние упрочняющей фрикционной обработки на механические свойства и особенности деформирования при статическом и циклическом нагружении низкоуглеродистой стали / А. В. Макаров, Р. А. Саврай, И. Ю. Малыгина, Н. А. Поздеева // ФХОМ. 2009. № 1. С. 92–102.

12. Макаров А. В. Повышение микротвердости и теплостойкости низкоуглеродистых сплавов железа при наноструктурировании поверхности фрикционной обработкой / А. В. Макаров, Н. А. Поздеева, И. Ю. Малыгина // Деформация и разрушение материалов. 2010. № 5. С. 32–38.

13. Makarov A. V. Effect of hardening friction treatment with hard-alloy indenter on microstructure, mechanical properties, and deformation and fracture features of constructional steel under static and cyclic tension / A. V. Makarov, R. A. Savrai, N. A. Pozdejeva [et al.] // Surf. Coat. Technol. 2010. V. 205. Is. 3. P. 841–852.

14. Макаров А. В. Влияние упрочняющей фрикционной обработки на химический состав, структуру и трибологические свойства высокоуглеродистой стали / А. В. Макаров, Л. Г. Коршунов, В. Б. Выходец [и др.] // ФММ. 2010. Т. 110. № 5. С. 530–544.

15. Макаров А. В. Влияние упрочняющей фрикционной обработки и последующего отпуска на структуру, твердость и вихретоковые характеристики закаленных конструкционных сталей / А. В. Макаров, И. Ю. Малыгина, Р. А. Саврай [и др.] // Упрочняющие технологии и покрытия. 2011. № 4. С. 26–33.

16. Макаров А. В. Наноструктурирующая фрикционная обработка углеродистых и низколегированных сталей: учеб. пособие под ред. Д. Л. Мерсона. Т. IV Перспективные материалы. Тольятти: ТГУ, 2011. 434 с.

17. Korshunov L. G. Ultrafine Structures Formed upon Friction and Their Effect on the Tribological Properties of Steels / L. G. Korshunov, A. V. Makarov, N. L. Chernenko // Phys. Met. Metallogr. 2000. V. 90. S. 1. P. S48–S58.

18. Бабей Ю. И. Физические основы импульсного упрочнения стали и чугуна / Ю. И. Бабей. Киев: Наук. думка, 1988. 240 с.

19. Swaminathan S. Large straine deformation and ultra-fine grained materials by machining / S. Swaminathan, M. R. Shankar, S. Lee [et al.] // *Mat. Sci. Eng.: A*. 2005. V. 410–411. P. 358–363.
20. Рыбакова Л. М. Структура поверхностных слоев и износостойкость закаленной стали 50Г после финишной антифрикционной безабразивной обработки / Л. М. Рыбакова, Л. И. Куксенова, Ю. А. Назаров // *МиТОМ*. 1993. № 3. С. 5–9.
21. Кадошников В. И. Повышение надежности и долговечности механического оборудования методом плакирования гибким инструментом / В. И. Кадошников, С. И. Платов, В. П. Анцупов [и др.] // *Упрочняющие технологии и покрытия*. 2007. № 6. С. 31–33.
22. Машков Ю. К. Комбинированное фрикционно-электрическое модифицирование стальных поверхностей трения / Ю. К. Машков, В. Р. Эдигаров, М. Ю. Байбарацкая, З. Н. Овчар // *Трение и износ*. 2006. Т. 27. № 1. С. 89–94.
23. Heilmann I. Orientation determination of subsurface cells generated by sliding / I. Heilmann, W. A. Clark, D. A. Rigney // *Acta Metallurgica*. 1983. V. 31. No. 8. P. 1293–1305.
24. Коршунов Л. Г. Структурные превращения при трении и износостойкость аустенитных сталей / Л. Г. Коршунов // *ФММ*. 1992. № 8. С. 3–21.
25. Макаров А. В. Прочность и износостойкость нанокристаллических структур поверхностей трения сталей с мартенситной основой / А. В. Макаров, Л. Г. Коршунов // *Изв. Вузов. Физика*. 2004. № 8. С. 65–80.
26. Коршунов Л. Г. Нанокристаллические структуры трения в сталях и сплавах, их прочностные и трибологические свойства / Л. Г. Коршунов, А. В. Макаров, Н. Л. Черненко // *Развитие идей академика В. Д. Садовского*, Екатеринбург. 2008. С. 218–241.
27. Крагельский И. В. Основы расчетов на трение и износ / И. В. Крагельский, М. Н. Добычин, В. С. Комбалов. М. : Машиностроение, 1977. 526 с.
28. Коршунов Л. Г. Влияние напряженного состояния зоны фрикционного контакта на формирование структуры поверхностного слоя и трибологи-

ческие свойства сталей и сплавов / Л. Г. Коршунов, В. А. Шабашов, Н. Л. Черненко, В. П. Пилюгин // ФММ. 2008. Т. 105. № 1. С. 70–85.

29. Владимиров В. И. Проблемы физики трения и изнашивания / В. И. Владимиров // В сб. науч. тр. Физика износостойкости поверхности. 1988. С. 8–41.

30. Панин В. Е. Структурные уровни деформации и разрушения / В. Е. Панин, Ю. В. Гриняев, В. И. Данилов [и др.]. Новосибирск : Наука. Сиб. отделение, 1990. 255 с.

31. Валиев Р. З. Объемные наноструктурные металлические материалы: получение, структура и свойства / Р. З. Валиев, И. В. Александров. М. : Академкнига, 2007. 398 с.

32. Коршунов Л. Г. Прочностные и трибологические свойства нанокристаллических структур, формирующихся в сталях и сплавах при абразивном и адгезионном изнашивании / Л. Г. Коршунов, А. В. Макаров, Н. Л. Черненко // В сб. тр. «Нанотехнология и физика функциональных нанокристаллических материалов». Екатеринбург : УрО РАН, 2005. Т. 1. С. 288–305.

33. Макаров А. В. Структура и абразивная износостойкость закаленных и отпущенных заэвтектоидных углеродистых сталей / А. В. Макаров, Л. Г. Коршунов, В. М. Счастливцев [и др.]. // ФММ. 2004. Т. 98. № 4. С. 96–112.

34. Вичужанин Д. И. Напряженно-деформированное состояние и поврежденность при фрикционной упрочняющей обработке плоской стальной поверхности скользящим цилиндрическим индентором / Д. И. Вичужанин, А. В. Макаров, С. В. Смирнов [и др.]. // Проблемы машиностроения и надежности машин. 2011. № 6. С. 61–69.

35. Zhilyaev A. P. Using high-pressure torsion for metal processing: Fundamentals and applications / A. P. Zhilyaev, T. G. Langdon // Progr. Mat. Sci. 2008. V. 53. P. 893–979.

36. Valiev R. Z. Principles of equal-channel angular pressing as a processing tool for grain refinement / R. Z. Valiev, T. G. Langdon // Progr. Mat. Sci. 2006. V. 51. P. 881–981.

37. Li J. G. Role of strain gradient on the formation of nanocrystalline structure produced by severe plastic deformation / J. G. Li, M. Umemoto, Y. Todaka, K. Tsuchiya // *J. Alloys Comp.* 2007. V. 434-435. P. 290–293.
38. Владимиров В. И. Физическая природа разрушения материалов / В. И. Владимиров М.: Металлургия, 1984. 284 с.
39. Smirnov S. V. Definition of the kinetic equation form for damage under the plastic deformation / S. V. Smirnov, T. Domilovskaya // *Fat. Fract. Eng. Mat. Struct.* 2003. V. 26. P. 373–379.
40. Kolmogorov V. L. The restoration of the margin of metal plasticity after cold deformation / V. L. Kolmogorov, S. V. Smirnov // *J. Mat. Proc. Technol.* 1998. V. 74. P. 83–88.
41. Kalish D. Structural changes and strengthening in the strain tempering of martensite / D. Kalish, M. Kohen // *Mat. Sci. Eng.* 1970. V. 6. № 3. P. 156–166.
42. Sauvage X. Nanostructure of a cold drawn tempered martensitic steel / X. Sauvage, X. Quelenec, J. J. Malandain, P. Pareige // *Scr. Mater.* 2006. V. 54. P. 1099–1103.
43. Zhang H. W. Microstructural investigation of white etching layer on pearlite steel rail / H. W. Zhang, S. Ohsaki, S. Mitao [et al.]. // *Mat. Sci. Eng.: A.* 2006. V. 421. P. 191–199.
44. Дегтярев М. В. Зависимость твердости от параметров ультрадисперсной структуры железа и конструкционных сталей / М. В. Дегтярев, Т. И. Чашухина, Л. М. Воронова // *ФММ.* 2004. Т. 98. № 5. С. 98–110.
45. Валиев Р. З. Объемные наноструктурные материалы: методы получения, необычные свойства и перспективные применения / Р. З. Валиев, М. Ю. Мурашкин: учеб. пособие под ред. Д. Л. Мерсона. Т. III. Томск, М. : ТГУ, МИСиС, 2009. С. 111–170.
46. Макаров А. В. Влияние фрикционной и комбинированных деформационно-термических обработок на трибологические и механические свойства закаленной конструкционной стали / А. В. Макаров, Н. А. Поздеева, Р. А. Саврай, А. С. Юровских // *Известия Самарского научного центра Российской Академии Наук.* 2011. Т. 13. № 4(3). С. 799–804.



47. Головин Ю. И. Наноиндентирование и его возможности / Ю. И. Головин. М. : Машиностроение, 2009. 356 с.
48. Leyland A. On the significance of the H/E ratio in wear control: a nanocomposite coating approach to optimized tribological behavior / A. Leyland, A. Matthews // Wear. 2000. V. 246. P. 1–11.
49. Фирстов С. А. Установление предельных значений твердости, упругой деформации и соответствующего напряжения материалов методом автоматического индентирования / С. А. Фирстов, В. Ф. Горбань, Э. П. Печковский // Материаловедение. 2008. № 8. С. 15–21.
50. Петржик М. И. Современные методы оценки механических и трибологических свойств функциональных поверхностей: матер. X Междун. науч.-техн. конф / М. И. Петржик, Д. В. Штанский, Е. А. Левашов // «Высокие технологии в промышленности России». М.: ЦНИТИ «Техномаш», 2004. С. 311–318.
51. Mayrhofer H. Structure-property relationships in single- and dual-phase nanocrystalline hard coatings / H. Mayrhofer, C. Mitterer, J. Musil // Surf. Coat. Technol. 2003. V. 174–175. P. 725–731.
52. Кузнецов В. П. Повышение прочности, теплостойкости и износостойкости деталей из цементованной стали 20Х наноструктурирующим фрикционным выглаживанием на токарно-фрезерных центрах / В. П. Кузнецов, А. В. Макаров, Н. А. Поздеева [и др.]. // Упроч. технол. и покрытия. 2011. № 9. С. 3–13.
53. Макаров А. В. Способ обработки стальных изделий / А. В. Макаров, Л. Г. Коршунов, А. Л. Осинцева: патент 2194773 Рос. Федерация.
54. Одинцов Л. Г. Упрочнение и отделка деталей поверхностным пластическим деформированием: справочник / Л. Г. Одинцов. М. : Машиностроение, 1987. 328 с.
55. Колмогоров В. Л. Механика обработки металлов давлением : учеб. пособие / В. Л. Колмогоров. Екатеринбург : УГТУ-УПИ, 2001. 836 с.
56. Смирнов С. В. Пластичность и деформируемость углеродистых сталей при обработке давлением / С. В. Смирнов, В. П. Швейкин. Екатеринбург : УрО РАН, 2009. 255 с.

57. Рыбин В. В. Большие пластические деформации и разрушение металлов / В. В. Рыбин. М. : Металлургия, 1986. 224 с.
58. Лихачев В. А. Кооперативные деформационные процессы и локализация деформации / В. А. Лихачев, В. Е. Панин, Е. Э. Засимчук [и др.]. Киев : Наукова Думка, 1989. 320 с.
59. Коршунов Л. Г. Испытания металлов на износостойкость при трении. Металловедение и термическая обработка стали: справ. изд. в 3-х томах. Под. ред. М. Л. Бернштейна, А. Г. Рахштадта. Т.1. Методы испытаний и исследования. В 2-х кн. Кн. 2. М. : Металлургия, 1991. С. 387–413.
60. Колобов Ю. Р. Зернограничная диффузия и свойства наноструктурных материалов / Ю. Р. Колобов, Р. З. Валиев. Новосибирск : Наука, 2001. 232 с.
61. Носкова Н. И. Субмикрокристаллические и нанокристаллические металлы и сплавы / Н. И. Носкова, Р. Р. Мулюков. Екатеринбург : УрО РАН, 2003. 269 с.
62. Чукин М. В. Структура и свойства наноструктурированных углеродистых конструкционных сталей: учеб. пособие / М. В. Чукин, Н. В. Копцева, Ю. Ю. Ефимова [и др.]. Магнитогорск : Изд-во МГТУ им. Г. И. Носова, 2011. 112 с.

## **Глава 5. УЛЬТРАМЕЛКОЗЕРНИСТЫЕ ТИТАНОВЫЕ СПЛАВЫ: ПОЛУЧЕНИЕ, МЕХАНИЧЕСКИЕ СВОЙСТВА И ПРИМЕНЕНИЕ**

**Ключевые слова:** титан, титановые сплавы, ультрамелкозернистая структура, методы большой (интенсивной) пластической деформации, механизм формирования структуры, механические свойства, применение.

### ***Основные термины и определения***

*Ультрамелкозернистая структура (ultrafine-grained structure)* – структура с размерами зерен (фрагментов) менее 1 мкм.

*Интенсивная (большая) пластическая деформация (severe (large) plastic strain)* – пластическая деформация до очень высоких степеней, проводимая с использованием специальных способов и имеющая результатом субмикро- или нанокристаллическую структуру в обрабатываемом металлическом материале.

*Фрагментация (fragmentation)* – процесс деления кристалла на сильноориентированные микрообласти – фрагменты – границами дислокационного происхождения в ходе интенсивной (большой) пластической деформации.

*Рекристаллизация (recrystallization)* – процесс полной или частичной замены в поликристаллических телах одних зерен фазы, содержащих те или иные структурные несовершенства, другими, более совершенными зернами той же фазы.

*Сфероидизация, глобуляризация (spheroidization, globularization)* – применительно к двухфазным титановым сплавам – процесс трансформации пластинчатой морфологии фаз в глобулярную в ходе термомеханической и термической обработки.

*Двойникование (twinning)* – локализованный сдвиговой процесс, который охватывает небольшие, но ограниченные объемы внутри кристалла. В результате две части кристалла оказываются зеркально симметричными.

## 5.1. Введение

Одним из интенсивно развиваемых в последние десятилетия способов повышения механических свойств металлических материалов является формирование в них большими (интенсивными) пластическими деформациями ультрамелкозернистой (УМЗ) структуры с размерами структурных элементов: зерен, субзерен, частиц, фаз – порядка 10...100 нм [1]. Строение у таких материалов более сложное, чем у материалов в обычном состоянии [2; 3]. Объемная доля субзерен может составлять от 20 до 50 % [1]. Кроме того, в структуре присутствуют значительные внутренние напряжения, источником которых являются границы кристаллитов [1]. Измельчение микроструктуры ведет к аномально высоким механическим характеристикам статической и циклической прочности при комнатной температуре [1; 4], а при повышенных температурах УМЗ материалы проявляют сверхпластичность, которая на 200...400 °С ниже, чем наблюдаемая в обычных состояниях [1; 5]. Пластичность при комнатной температуре заметно меньше, чем в обычном материале [4], соответственно, ожидается, что и такие свойства, как ударная вязкость, вязкость разрушения и другие во многом определяющие работоспособность УМЗ материала, также снижаются.

Согласно представлениям Рыбина В. В. [6], основным результатом большой пластической деформации является фрагментация структуры, которая наблюдается уже при  $\epsilon = 0,4$ . Фрагментация структуры заключается в разбиении исходных зерен поликристаллов на более мелкие взаимноориентированные области (субзерна), разделенные малоугловыми или среднеугловыми границами [6]. Первопричина этого явления – мощные упругие напряжения, источники которых возникают на межзеренных границах и стыках. Именно вблизи стыков или морфологических особенностей исходных границ (ступеньки, уступы, изгибы) наблюдается зарождение новых границ, которые прорастают внутрь зерен и делят их на ориентированные между собой кристаллические элементы. При продолжающейся пластической деформации происходит постепенное уменьшение среднего размера фрагментов до некоторого минимального разме-

ра с одновременным увеличением их взаимной разориентировки вплоть до появления (при  $e \geq 1 \dots 2$ ) большеугловых границ, то есть границ зерен деформационного происхождения.

Полагают [7], что фрагментация (образование УМЗ структуры) в основном завершается при степенях деформации более  $e \geq 3 \dots 4$ . Большие степени деформации могут быть получены при использовании даже обычных методов деформирования, таких, как прокатка и сжатие, и основная проблема заключается в том, чтобы подобрать такие условия, при которых в заготовках была бы сформирована однородная УМЗ структура с требуемыми размером и соотношением структурных элементов. Под условиями деформации понимают температуру, степень, скорость, а также схему и последовательность нагружения. К настоящему времени разработаны различные методы получения заготовок с УМЗ структурой (рис. 5.1): сдвиг под давлением, равноканальное угловое пресование (РКУП), мультиосевая деформация (МД), аккумулируемая прокатка, винтовая экструзия и ряд других [1]. Для получения длинномерных заготовок используются комбинированные методы, т. е. сочетающие какой-либо из методов получения объемных заготовок с последующей листовой или сортовой прокаткой [1].

Сплавы на основе титана, в силу сочетания в себе высокой удельной прочности и коррозионной стойкости, находят широкое применение во многих отраслях промышленности. Повышение механических свойств титана и его сплавов, достигнутое измельчением микроструктуры, могло бы существенно расширить области их применения. Однако они обладают довольно низкой технологической пластичностью, что приводит к росту трудоемкости обработки. Поэтому требуется всесторонняя оценка преимуществ перевода в УМЗ состояние титана и его сплавов.

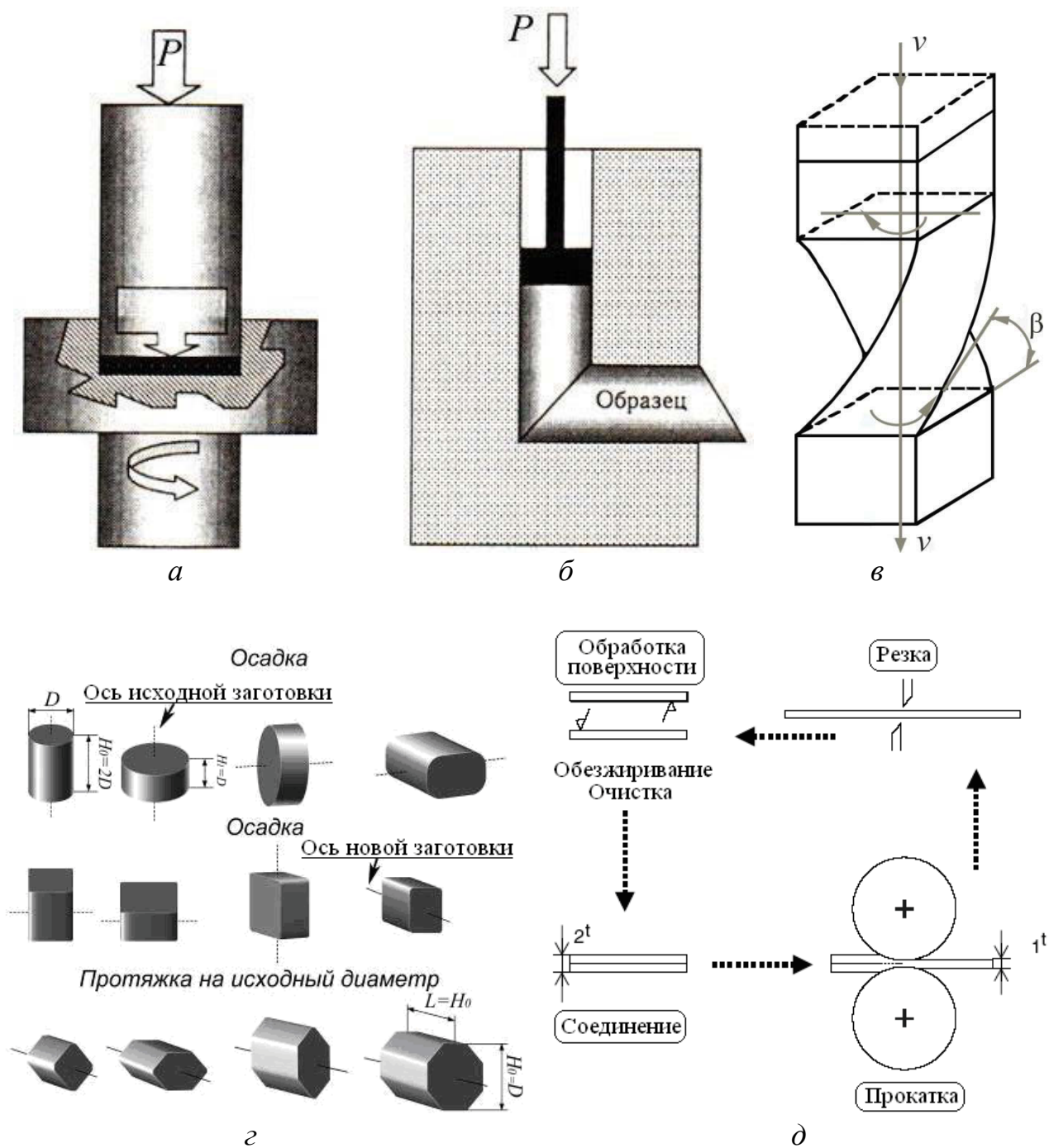


Рис. 5.1. Схемы методов получения УМЗ структуры: (а) сдвиг под давлением, (б) равноканальное угловое прессование (РКУП), (в) винтовая экструзия, (г) мультиосевая деформация (МД), (д) аккумулируемая прокатка

## 5.2. Методы и условия перевода в УМЗ состояние титана и его сплавов

Выбор того или иного метода получения УМЗ структуры в титане и его сплавах, прежде всего, определяется требуемыми средней величиной зерен,

однородностью их распределения и габаритами заготовок. При этом следует учитывать, что масштабный фактор существенно влияет на измельчение микроструктуры. При пониженных температурах деформации изменение формы зерен согласуется с макроскопическим изменением формы образца [8]. Таким образом, при прокатке будут формироваться зерна с формой, близкой к пластине, при волочении – волокон, а при сжатии – дисков. В заготовках с меньшим поперечным сечением меньше очаг деформации и поэтому меньше размер зерна.

Результаты, приведенные в табл. 5.1, показывают определенную связь между размером зерна/фрагмента, методом подготовки УМЗ структуры и размерами получаемой заготовки. Сдвиг под давлением позволяет изготовить микрообразцы (диски диаметром 10...20 мм и толщиной 0,1...0,3 мм) для лабораторных исследований и, пожалуй, с наименьшим по сравнению с другими методами размером зерна 80 нм [9; 10]. Аккумулируемой прокаткой титана (*ARB*) был сформирован размер зерна 80...100 нм [11]. Обычная прокатка титана при комнатной температуре также позволяла получить УМЗ структуру, но с несколько большим размером зерна 150 нм [12]. Формирование меньшего размера зерна (80 нм) возможно при снижении температуры прокатки до температуры жидкого азота. По-видимому, нет существенных ограничений для получения УМЗ структуры в листах большого формата обычной прокаткой. Авторы произвели листы размерами 250 × 500 × 0,3 мм с размером зерна 250 нм. Применение РКУП позволяет получить размер зерна в титане 300 нм [13], но в прутковых заготовках. Прутки с наноструктурой (размер зерен ~ 50 нм, однако структура не полностью глобуляризована) можно также получать многократной гидростатической экструзией [14]. Заготовки в форме параллелепипедов были получены МД с размером зерен от 100 до 250 нм [15], причем чем меньше размер заготовки, тем меньше размер зерен (табл. 5.1). Имеется существенная разница в количестве переходов для формирования УМЗ микроструктуры. В



случае МД их существенно больше, в отличие от РКУП. Это связано с неоднородным распределением деформации, которая отчетливо наблюдается уже при простой осадке образца. К сожалению, и метод винтовой экструзии не дает равномерного распределения деформации по сечению заготовки [16; 17]. Отметим, что из-за невысокой технологической пластичности и значительного упрочнения при деформации обработка титана при комнатной температуре возможна только обычной листовой прокаткой или гидроэкструзией (ГЭ). Температура деформации при использовании методов РКУП, винтовой экструзии и МД выше комнатной, но обычно ниже температуры статической рекристаллизации УМЗ титана.

Легирование существенно повышает прочность титановых сплавов, поэтому для формирования УМЗ структуры применяют обработку при повышенных температурах, обычно в интервале теплой деформации (табл. 5.1). Исключение – метод сдвига под давлением, который был использован для измельчения микроструктуры двухфазного сплава ВТ6 [18]. Был получен размер зерна 100...200 нм после деформации при комнатной температуре. В сплавах некоторыми методами удастся сформировать микроструктуру в заготовках существенно больших размеров, чем в титане. Так, методом РКУП сплава ВТ6 были получены заготовки диаметром 60 мм и длиной 300 мм, но существенно более крупным размером зерна 300...600 нм [19; 20]. Мультиосевой деформацией сплава ВТ6 в заготовках диаметром 150 мм и длиной 300 мм получили размер зерен 300 нм [21]. В заготовках 100 × 100 × 200 мм титанового сплава ВТ8, подвергнутого обработке тем же методом, размер кристаллитов был несколько меньше 200 нм [22]. В сплаве ВТ30 в заготовках диаметром 30 мм и длиной 60 мм был достигнут размер кристаллитов 300 нм [23]. Может быть применена ГЭ [24]: этим методом из сплава ВТ6 были получены прутки с размером зерна 200 нм.

Таблица 5.1

## Методы получения УМЗ структуры в титановых сплавах

Сплав	Метод	Режимы обработки /размер получаемой заготовки	Размер зерен/ фрагментов	Источник
1	2	3	4	5
BT1-0	Сдвиг под давлением	20 °С, $e = 7$ , давление 5 ГПа / $\varnothing 10 \times 0,3$ мм	80 нм	[9]
Ti (99,4 %)	Сдвиг под давлением	20 °С, Давление 1,2 и 6 ГПа, 10 поворотов / $\varnothing 10 \times 0,3$ мм	200 нм при 1,2 ГПа и 150 нм при 6 ГПа	[10]
BT1-0	РКУП (Вс)	400–450 °С, 8 проходов / $\varnothing 20$ мм	300 нм	[13]
BT1-00	МД	Последняя деформация 400 °С. Последняя деформация 450 °С / $30 \times 30 \times 50$ мм	100 нм 250 нм	[15]
BT1-0 (литое)	Винтовая экструзия	давление прессования 2400 МПа, противодействие 200 МПа, температура 350 °С, 7 проходов / $\varnothing 60 \times 70$ мм	400...1000 нм	[16]
Титан технической чистоты (ASTM Grade 2)	ARB	20 °С, общая степень $= 5,52$ / исходный лист (д $\times$ ш $\times$ т): 200 $\times$ 40 $\times$ 2 мм	Смешанная (ламельная + равноосная) равноосные зерна 80...100 нм	[11]
Титан технической чистоты (ASTM Grade 2)	Многопроходная ГЭ	20 °С, общая степень $e = 5,47$ / $\varnothing 50 \times 300$ мм $\rightarrow \varnothing 3,25$ мм	Смешанная (ламельная + равноосная) 47 нм в поперечном направлении	[14]
BT1-0	Листовая прокатка	20 °С, общая степень $e = 2,66$ / толщина 4мм $\rightarrow 0,3$ мм	150...200 нм	[12]
Ti-6Al-4V	Сдвиг под давлением	20 °С, $e = 7$ , давление 5 ГПа / $\varnothing 10 \times 0,2$ мм	100...200 нм	[17]
Ti-6Al-4V	РКУП	700 °С, 12 проходов, угол пересечения каналов 135° / $\varnothing 60$ мм $\times 300$ мм	300...600 нм	[20]
BT6	МД	700...600 °С, укол 80°, размеры заготовки 100 $\times$ 100 $\times$ 200 мм	500 нм	[22]

1	2	3	4	5
BT6	МД	700...550 °С, суммарная истинная деформация $\epsilon > 3$ / $\varnothing 150 \times 200$ мм	300 нм	[21]
BT6	ГЭ	600...700 °С, общая степень $\epsilon = 1,4$ / $\varnothing 30 \times 60$ мм $\rightarrow \varnothing 15$ мм	Смешанная (ламельная + равноосная) равноосные зерна 200 нм	[24]
BT30	МД	700...550 °С / $\varnothing 30 \times 60$ мм	300 нм	[23]

Для получения габаритных полуфабрикатов (прутков большой длины, листов промышленных размеров) из титановых сплавов разработаны комбинированные методы обработки. Необходимость такой обработки обусловлена не только задачей получения требуемых размеров заготовок, но повышением однородности формируемой при пластической деформации структуры. Представляют значительный интерес процессы изготовления длинномерных прутков из титана, сочетающих РКУП или МД с последующей прокаткой в калибрах [25]. Длина прутков составила 3 м при диаметре 8 мм и размере зерна 150 нм. В работах [26] для получения прутков из титана предложен метод, включающий радиально-сдвиговую прокатку и прокатку в калибрах. Особенностью радиально-сдвиговой прокатки является преимущественное деформирование поверхностного слоя заготовки, а при прокатке в калибрах – ее середины. В целом это дает достаточно равномерное распределение деформаций и формирование однородной УМЗ структуры в прутке. Для получения листов из двухфазного титанового сплава BT6 с размерами  $500 \times 1000 \times 2$  мм было использовано сочетание методов МД и листовой пакетной прокатки [27]. На первом этапе мультиосевой деформацией изготавливали слябы с частично измельченной структурой, а на втором их прокатывали пакетной прокаткой до требуемого размера в условиях теплой деформации, подбирая степени обжатия таким образом, чтобы сформировать однородную УМЗ структуру.

При использовании того или иного метода обработки следует принимать во внимание фактор монотонности процесса деформирования. Такие методы, как РКУП, МД, винтовая экструзия и некоторые другие – немонотонные.

На каждом следующем проходе направление деформирующей силы изменяется, поэтому для них характерно соответствующее изменение направления макросдвига материала, фрагментов, и т. д. В соответствии с принципом Лихачева–Рыбина однородная ориентация решетки внутри структурных элементов оказывается неустойчивой по отношению к пластической деформации, и поэтому процесс фрагментации повторяется. С одной стороны, это является положительным фактором, так как пересечение новых границ с прежде образованными будет способствовать формированию зерен и более однородной микроструктуры. Однако с другой стороны, вектор деформирующей силы может быть направлен таким образом, что будет происходить возврат дислокаций к их источникам и даже рассыпание дислокационных границ, тем самым затормаживая образование УМЗ структуры [28].

Такие процессы деформирования, как экструзия, прокатка, волочение, относятся к квазимонотонным, т. е. к тем, в которых заготовка вытягивается в одном направлении – вдоль продольной оси. Поэтому в них образуется полосовая структура, в которой границы полос вытянуты в направлении деформирования. Образование равноосных зерен при таких схемах деформаций возникает после того, как ресурс монотонного течения металла исчерпывается. Ввиду этого возможно образование микрополос сдвига, которые делят на более тонкие фрагменты первоначальные полосы [29]. Другой механизм – сферодидизация разделенных поперечными границами участков полос [30].

Для выбора режимов формирования УМЗ структуры в титане и его сплавах может быть использовано соотношение, связывающее напряжение  $\sigma_s$  на установившейся стадии пластического течения и размер новых зерен  $D$  (или субзерен  $d$ ):  $\sigma_s = KGbD^{-N}$ , где  $K$  – константа,  $G$  – модуль сдвига и  $b$  – вектор Бюргерса [30]. Величина  $N$  обычно находится в интервале  $0,5 \dots 1$ , причем полагают, что при  $N \approx 0,5$  упрочнение вызвано преимущественно высокоугловыми границами, а при  $N \approx 1$  – субграницами. Напряжение течения материала при заданной

схеме деформации контролируется температурой  $T$  или скоростью деформации  $\dot{\epsilon}$ , которые соотносятся между собой через параметр Зинера–Холомона:

$$Z = \dot{\epsilon} \exp(Q / RT), \quad (5.1)$$

где  $Q$  – энергия активации и  $R$  – универсальная газовая постоянная. В свою очередь  $Z$  связан с  $\sigma_s$ , как  $Z = c_1 \cdot \sinh \cdot (c_2 \sigma_s)^n$ , где  $c_1$ ,  $c_2$ , и  $n$  – константы. Технически варьировать  $Z$  и, соответственно,  $\sigma_s$  удобней всего путем изменения только одного параметра, а именно температуры.

Зависимость размера формирующихся в ходе деформации титана зерен ( $D$ ) и субзерен ( $d$ ) от напряжения течения представлена на рис. 5.2 *a* [31]. Приведенные кривые были определены в ходе изотермической одноосной осадки цилиндрических образцов на 70 % при одинаковой начальной скорости деформирования для каждого из материалов ( $\sim 10^{-3} \text{ с}^{-1}$ ). Точки, соответствующие температурам ниже 400 °С, были получены прокаткой образцов титана на 93 % и последующим испытанием их на разрыв при температурах прокатки. Изменение схемы было обусловлено малой технологической пластичностью титана при пониженных температурах.

Для титана зависимость  $\sigma_s(D)$  имеет три участка со значениями экспоненты  $N$ , равной 0,83 для области низких напряжений (горячая деформация), 0,38 для умеренных напряжений (теплая деформация) и 0,93 для высоких напряжений (холодная/криогенная деформация). Подобное изменение значения  $N$  от значений, близких к единице, до величин меньше 0,5 при переходе от высокотемпературной к теплой деформации связывается с изменением механизма динамической рекристаллизации (ДР) с прерывистого на непрерывный. При низких напряжениях (высоких температурах) размеры формирующихся в ходе деформации зерен довольно велики, поэтому напряжение течения контролируется преимущественно субзеренной структурой, образующейся в ходе горячей деформации внутри зерен. На это указывает близость значений  $N$  для зависимостей  $D(\sigma_s)$  и  $d(\sigma_s)$  (0,83 и 0,93 соответственно) (рис. 5.2 *a*). С увеличением напряжения течения (понижением температуры) размер субзерен приближается

к размеру зерен вследствие того, что при непрерывной ДР зерна образуются из субзерен, вклад субграниц уменьшается, а напряжение течения определяется преимущественно высокоугловыми границами с коэффициентом  $N = 0,38$ .

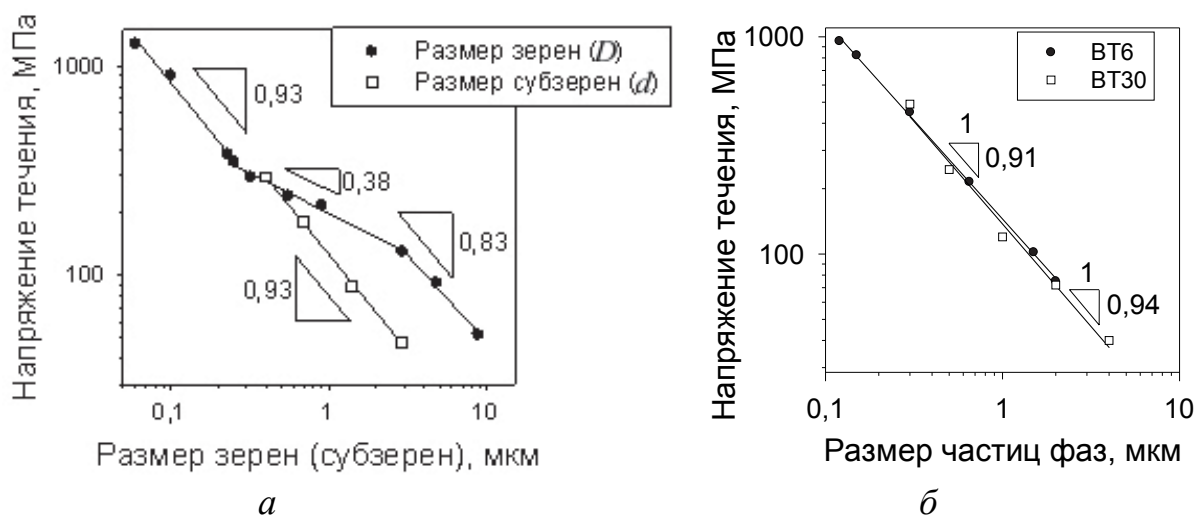


Рис. 5.2. Соотношение между напряжением течения и размером формирующихся зерен ( $D$ ) / субзерен ( $d$ ) в титане ( $a$ ) и глобулярных частиц фаз в сплавах ВТ6 и ВТ30 ( $b$ )

Третий участок, соответствующий холодной деформации, имеет наклон 0,93, однако вряд ли можно обсуждать полученную величину в рамках представлений, развитых для ДР. В то же время изменение величины  $N$  при переходе к низким и криогенным температурам деформации, очевидно, свидетельствует об изменении механизма формирования структуры. Поскольку одним из ведущих механизмов деформации титана при пониженных температурах является двойникование, естественно предположить, что двойникование оказывает существенное влияние на структурообразование при больших пластических деформациях в области высоких напряжений.

Соотношения между напряжением течения на установившейся стадии и размером глобуляризованных частиц фаз для  $\alpha/\beta$  сплавов ВТ6 и ВТ30 показаны на рис. 5.2  $b$  [31]. Данные сплавы различаются содержанием  $\beta$  фазы, что позволяет оценить влияние легирования и типа микроструктуры на характер измельчения микроструктуры. Зависимости аппроксимируются прямыми с экспонентой  $N \approx 0,9$ , однако в двухфазных сплавах напряжение течения является суммой напряжений течений фаз, и соответственно, средняя величина зерна/субзерна

также представляет собой сумму размеров зерна/субзерна в  $\beta$  матрице и частицах  $\alpha$  фазы. По этой причине величина  $N$  в данном случае не имеет того физического смысла, как в случае однофазных материалов. Перестраивая графики  $D = f(\sigma_s)$  в координатах «размер зерен – температура деформации» (при  $\dot{\epsilon} = 10^{-3} \text{ с}^{-1}$ ) можно заключить, что получение структуры с размером зерен менее 1 мкм в титане можно ожидать при температурах деформации ниже  $\sim 550^\circ\text{C}$ , а в случае сплавов, например, ВТ6 и ВТ30 – не выше  $650^\circ\text{C}$ . Очевидно, что приведенная методика определения температурных режимов обработки может быть использована для других сплавов.

При определении режимов обработки требуется оценка необходимой степени деформации для формирования однородной УМЗ структуры во всем объеме заготовки. С этой целью проводят исследование кинетики эволюции микроструктуры при соответствующей температуре деформации. В работах [31; 32] были исследованы эволюция микроструктуры и механическое поведение при большой пластической деформации титана ВТ1-0 и сплава ВТ6 с использованием метода последовательной осадки призматической формы образцов в трех ортогональных направлениях – ‘*abc*’ деформации (рис. 5.3). Для сохранения устойчивости образца на каждом шаге деформирования предварительно удаляют образовавшиеся на гранях выпуклости из-за неравномерности пластической деформации. В проведенном эксперименте степень деформации на каждом этапе деформирования составляла 40 %, скорость деформации  $10^{-3} \text{ с}^{-1}$ . Общее количество шагов деформирования было равно для титана 12, а для сплава ВТ6 – 7. Температура деформирования была равна для титана  $400^\circ\text{C}$ , а для сплава ВТ6 –  $550^\circ\text{C}$ . Результат изменения напряжения течения в ходе последовательной осадки образца в различных направлениях может быть представлен в виде кумулятивной кривой.

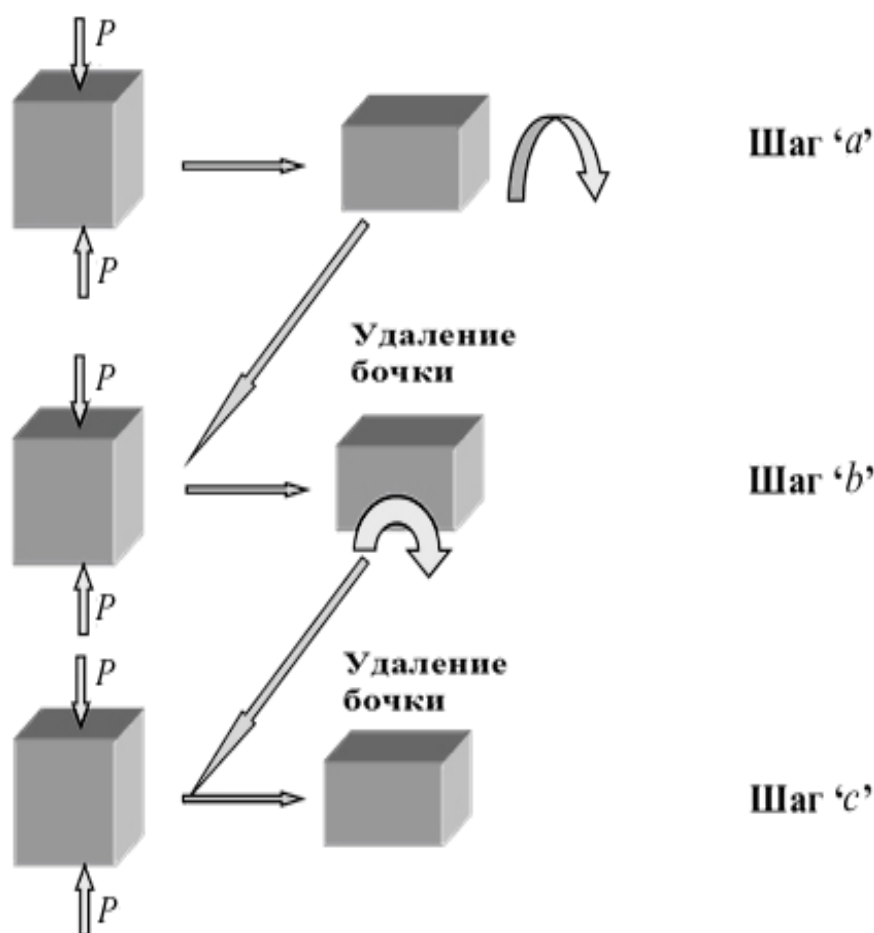


Рис. 5.3. Схема деформирования призматического образца последовательно в трех ортогональных направлениях

Особенностью данной схемы деформации является образование локализованных макрополос сдвига, пересекающихся в центре образца (т. н. ковочный крест, рис. 5.4 а). При изменении направления приложения нагрузки та структура, которая сформировалась в полосе сдвига на предыдущем этапе, пересекается новой полосой, «разбивая» ламельную структуру. Как видно из кривой, описывающей деформационное поведение титана в ходе 'abc' деформации при 400 °С (рис. 5.4 б), после общей деформации  $\Sigma e \approx 2$  (4 осадки) максимальное напряжение течения на каждом из этапов остается примерно постоянным, что позволяет говорить о появлении установившейся стадии течения и стабилизации процессов упрочнения и разупрочнения, происходящих в микроструктуре. Действительно, оценка данных *EBS*D анализа образцов, подвергнутых от 1 до 12 осадок, свидетельствует об образовании после 4-й осадки в центральном участке однородной структуры с равноосными зернами (рис. 5.5), которая практически не меняется с увеличением степени деформации.



Эволюция микроструктуры титана в ходе ‘*abc*’ деформации показана на рис. 5.6...5.8. После первой осадки микроструктура неоднородна. Исходные зерна делятся тонкими (100...200 нм) деформационными двойниками (рис. 5.6 *a*), большинство из которых принадлежит системе  $\{10\bar{1}1\}\langle\bar{1}012\rangle$  с разориентировкой матрица/двойник  $57,42^\circ$  вокруг  $\langle 2\bar{1}10\rangle$ , что типично для этой температуры [33]. Некоторые зерна не были вовлечены в двойникование.

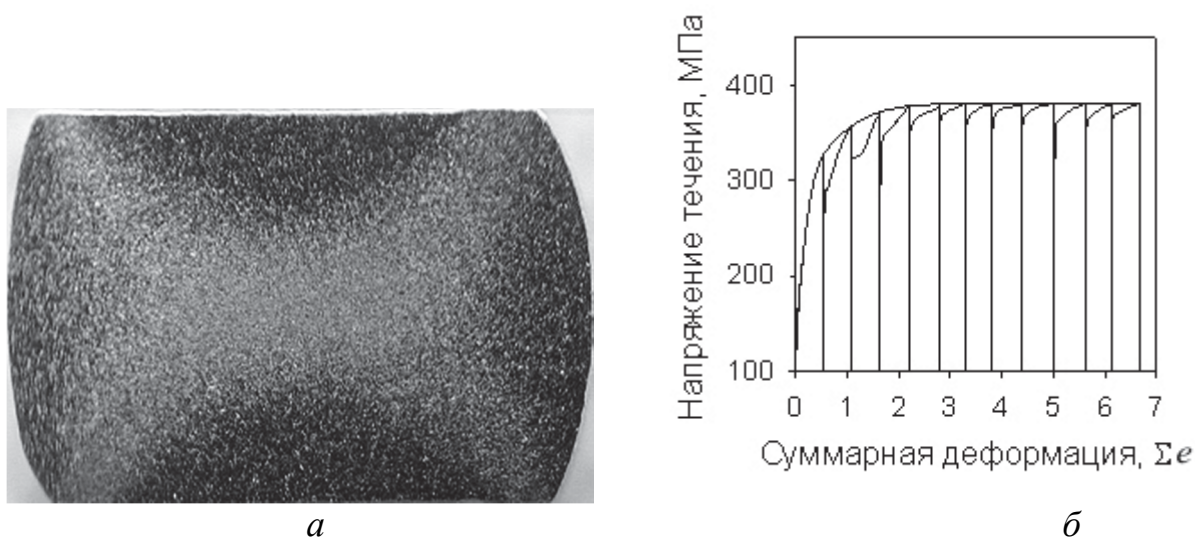


Рис. 5.4. Макроструктура образца после однократной деформации на 40% (*a*) и кривая  $\sigma$ - $\Sigma e$  для ‘*abc*’-деформации титана при 400 °С (*б*)

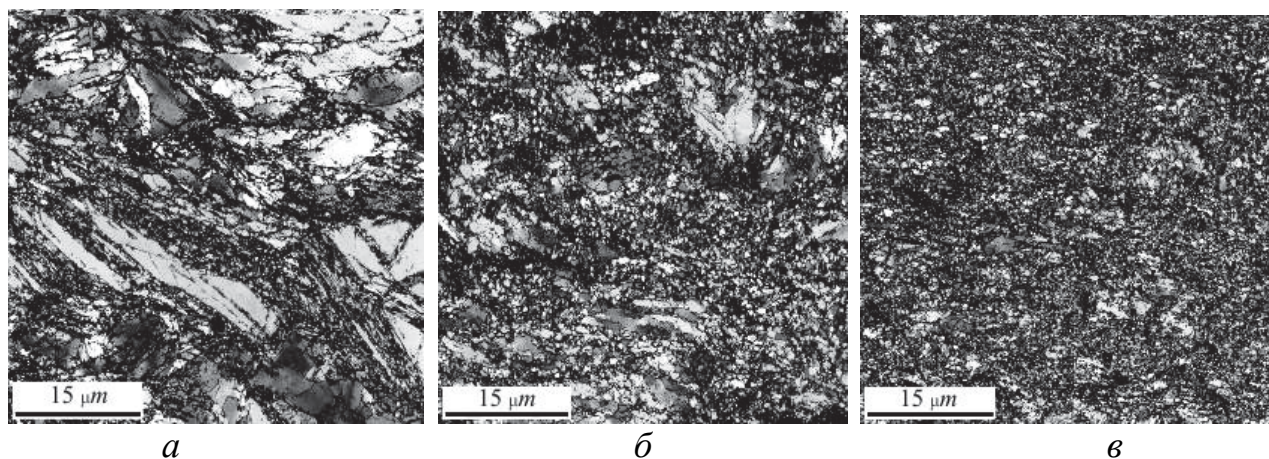


Рис. 5.5. EBSD карты титана в ходе ‘*abc*’ деформации при 400 °С: *a* – одна осадка, *б* – две осадки, *в* – четыре осадки

Двойникованные области также имеют довольно неоднородную структуру. В некоторых случаях в двойниках наблюдается малая плотность дислокаций, границы двойников прямые и тонкие. Микроструктура других двойникованных областей больше свойственна сильнодеформированным состояниям: высокая

плотность дислокаций, искривленные границы, развитая субструктура (рис. 5.6 б). В результате взаимодействия между двойниками или двойниками и полосами локализованного сдвига происходит существенное измельчение структуры (рис. 5.6 б).

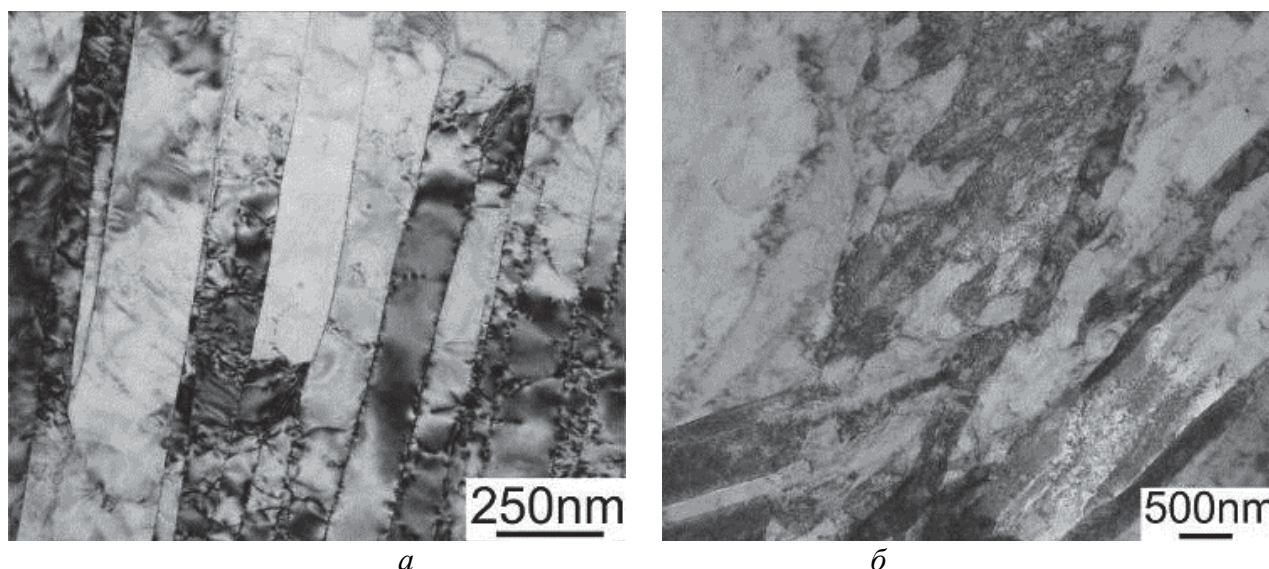


Рис. 5.6. Микроструктура титана после первого этапа ‘*abc*’-деформации при 400 °С и скорости  $10^{-3} \text{ с}^{-1}$ . Степень деформации  $e = 0,5$

Как правило, двойникование заканчивается к  $e \approx 0,2$  [34], и дальнейшая деформация осуществляется преимущественно скольжением. Однако большое количество двойниковых границ, появившихся на начальных этапах пластического течения, существенно влияет на эволюцию структуры в ходе дальнейшей деформации. Двойниковые границы в ГПУ материалах, в основном, являются барьерами для движения дислокаций, поэтому двойники являются причиной интенсивного повышения плотности дислокаций и упрочнения материала [34] (рис. 5.9 а).

На второй стадии ‘*abc*’ деформации микроструктура становится более однородной. Полосчатая микроструктура, сформированная на первом этапе, размывается (рис. 5.7 а), плотность дислокаций возрастает (рис. 5.9 а). В некоторых областях наблюдаются пересечение и взаимный сдвиг ламельной структуры вследствие активации иных систем скольжения (рис. 5.7 б).



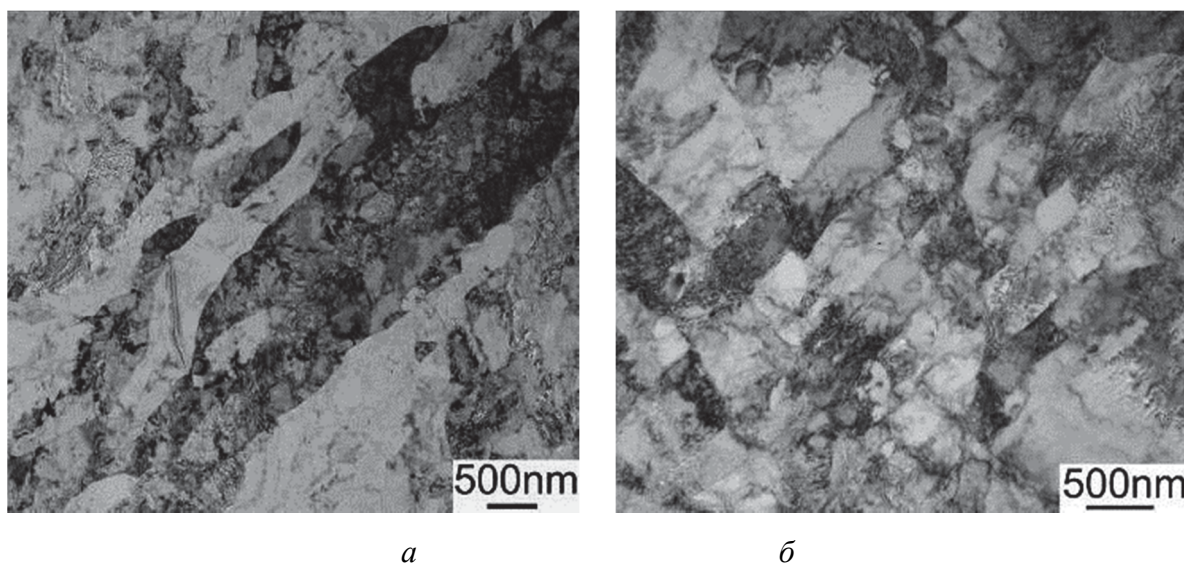


Рис. 5.7. Микроструктура титана после второго этапа ‘abc’-деформации при 400 °C и скорости  $10^{-3} \text{ с}^{-1}$ . Степень деформации  $e = 1,1$

Дальнейшее изменение направления нагружения в ходе ‘abc’ деформации увеличивает однородность микроструктуры и уменьшает размер зерен. Рис. 5.8 показывает эволюцию микроструктуры титана после 3, 4, 7 и 12 этапов (суммарная деформация  $e \approx 1,6$ ; 2,2; 3,8 и 6,6, соответственно). Одновременная работа разных систем скольжения активизирует образование границ деформационного происхождения. Поскольку эти границы обычно вытягиваются вдоль направления течения металла на каждом из этапов, изменение направления нагружения приводит к пространственному пересечению границ деформационного происхождения и измельчению микроструктуры.

Еще один механизм формирования новых зерен в титане при 400 °C – динамическая рекристаллизация. Трансформация фрагментированной структуры в субзеренную структуру сопровождается уменьшением плотности дислокаций (рис. 5.9 а), может быть связана с процессами динамического возврата и рекристаллизации. Это подтверждается появлением глобулярных и почти свободных от дислокаций зерен при деформации больше  $\Sigma e = 2$  (рис. 5.9 б). Деформация до  $\Sigma e \approx 6,6$  формирует однородную микроструктуру, состоящую из равноосных субзерен со средним размером 200 нм.

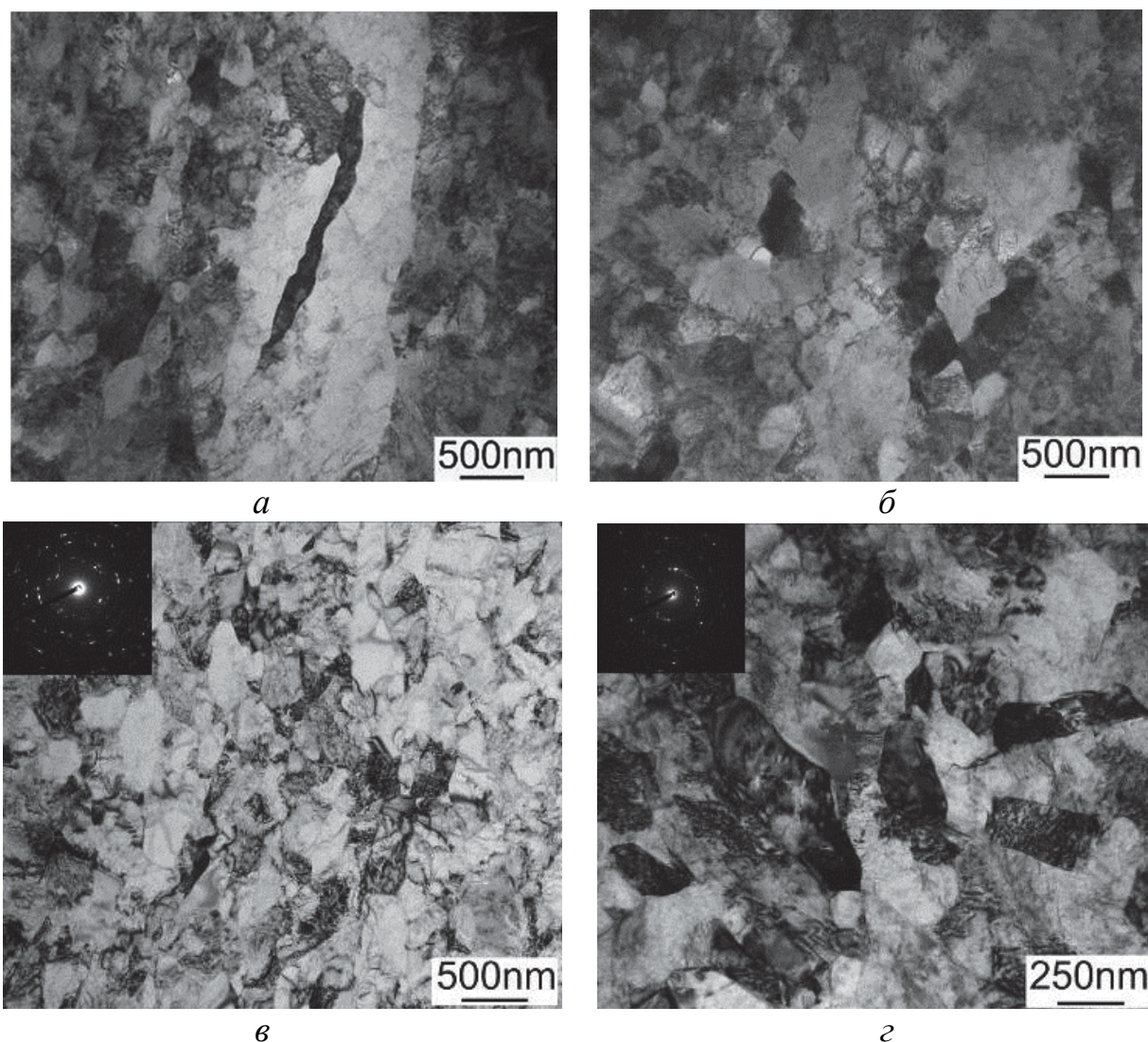


Рис. 5.8. Микроструктура титана после 3-х (а), 4-х (б), 7-ми (в) и 12-ти (г) этапов 'abc'-деформации при 400 °С и  $10^{-3} \text{ с}^{-1}$  до общей деформации  $\epsilon \approx 1,6; 2,2; 3,8$  и  $6,6$  соответственно

Уменьшение температуры деформации влияет на кинетику измельчения ГПУ металлов через интенсификацию двойникового. Трансформация специальных двойниковых границ в произвольные в ходе деформации при взаимодействии с решеточными дислокациями позволяет рассматривать двойникование как эффективный метод измельчения микроструктуры титана уже на начальных стадиях деформации. Для установления влияния температуры на механизм и кинетику формирования УМЗ структуры в титане в ходе большой деформации было поставлено исследование, в котором образцы титана подвергались прокатке в области холодной деформации: при 20 и  $-196 \text{ °C}$  [13; 35].



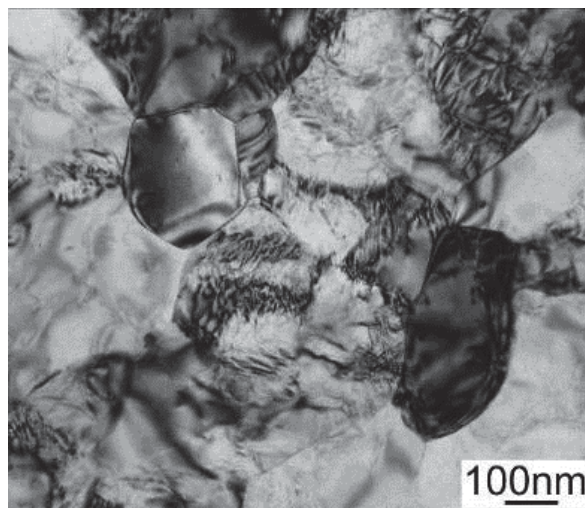
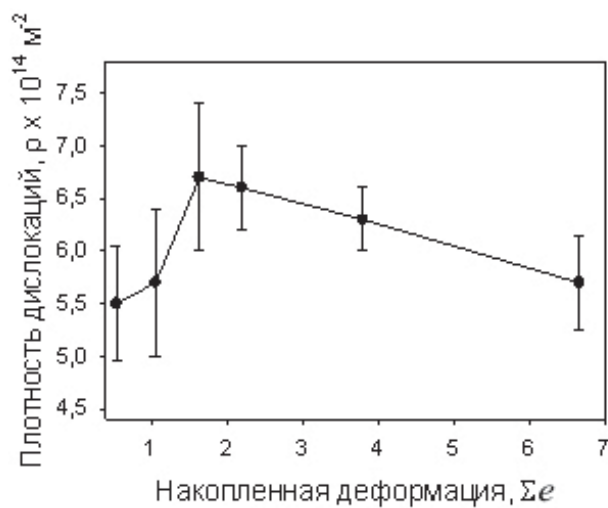


Рис. 5.9. Плотность дислокаций (а) и микроструктура титана после 7 этапов 'abc'-деформации при 400 °С и  $10^{-3} \text{ с}^{-1}$  до  $\Sigma \epsilon \approx 3.8$  (б)

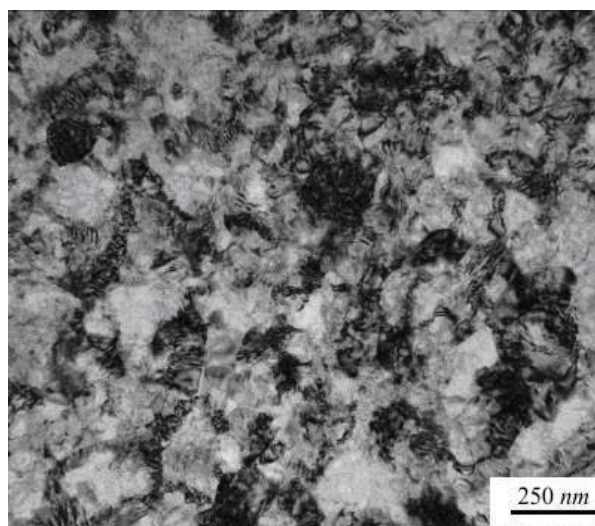
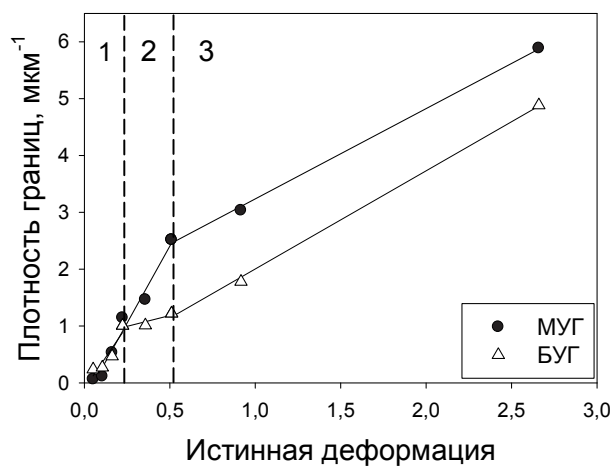


Рис. 5.10. Зависимость плотности высоко- и малоугловых границ (МУГ) от степени деформации (а) и микроструктура технически чистого титана после прокатки при комнатной температуре до степени  $e = 2.66$  (б)

По результатам *EBSD* анализа была выявлена стадийность в изменении плотности высокоугловых границ (ВУГ) в титане в ходе прокатки при комнатной температуре в зависимости от степени деформации (рис. 5.10 а). Плотность границ рассчитывалась как отношение протяженности границ к площади участка при *EBSD* сканировании. Различные этапы эволюции структуры связаны с 1) преимущественным двойникованием, 2) повышением плотности дислокаций и формированием субструктуры, 3) образованием границ деформационного происхождения и возникновением новых УМЗ зерен (рис. 5.10 б).

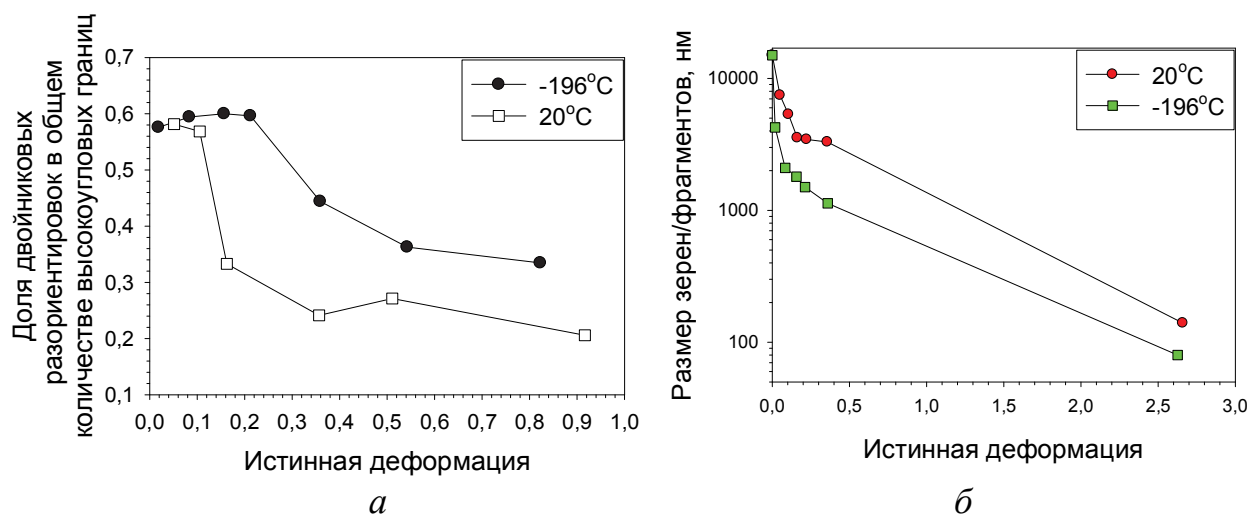


Рис. 5.11. Зависимость (а) доли двойниковых разориентировок в общем количестве высокоугловых границ и (б) размера зерен от степени деформации в ходе прокатки титана при 20 и -196 °С

Снижение температуры деформации до -196 °С (рис. 5.11 а) увеличивает протяженность стадии двойникования до  $\epsilon \approx 0,2$  и заметно повышает долю двойниковых разориентировок в общем количестве высокоугловых границ при  $\epsilon > 0,15$ . Кроме того в ходе криопробки доля двойникованных зерен достигает 100 %, чего не отмечается при комнатной температуре. Снижение температуры деформации с комнатной до криогенной ведет также к более интенсивному измельчению микроструктуры в ходе прокатки (рис. 5.11 б). На первом этапе ( $\epsilon \approx 0,2 \dots 0,3$ ) уменьшение размера зерен при обеих температурах связано с двойникованием. Дальнейшее уменьшение размеров зерен/фрагментов связано с образованием высокоугловых границ дислокационного происхождения. Выявленная для комнатной температуры стадийность эволюции структуры наблюдается также и при криопробке, однако более растянутая при -196° С первая стадия, фактически накладывается на стадию, связанную с развитием субструктуры.

Более интенсивное при криогенных температурах измельчение микроструктуры на начальных этапах деформации за счет двойникования приводит, в соответствии с законом Холла-Петча, к существенному росту напряжения течения материала и, как следствие, к меньшему размеру зерен. В результате после

деформации  $\epsilon \approx 2,6$  средний размер зерен/субзерен составляет 80 нм и 150 нм после прокатки при температурах  $-196$  и  $20$  °C соответственно.

Представленный выше анализ эволюции структуры в ходе плоской прокатки при комнатной и криогенной температуре был выполнен в сечении, параллельном плоскости прокатки ( $ND$ ). Однако в плоскости, перпендикулярной плоскости прокатки и параллельной направлению прокатки ( $TD$ ), при температурах в интервале  $-196...300$  °C формируется микроструктура, состоящая из ламелей шириной  $\sim 100$  нм, расположенных вдоль направления прокатки, и глобулярных зерен также размером около 100 нм. Таким образом, при холодной и криогенной прокатке титана степени деформации, необходимые для формирования УМЗ структуры, существенно меньше, чем при получении материала при повышенных температурах, на что, по-видимому, влияет более интенсивное развитие двойникования [35].

Схема трансформации структуры титана в ходе деформации показана на рис. 5.12. Начиная с самых малых степеней деформации активизируется двойникование; двойниковые границы с высокоугловой разориентировкой интенсивно измельчают микроструктуру титана (рис. 5.12 а). Переориентация кристаллической решетки в двойниках преобразует скользящие дислокации в сидячие [36]. Для обеспечения пластического течения внутри двойников необходимы новые мобильные дислокации, что приводит к общему росту плотности дислокаций (подвижные + сидячие) (рис. 5.12 б). Дальнейшее повышение степени деформации увеличивает количество двойников и плотность дислокаций. Примерно к 20 % деформации двойникование затухает, и дальнейшая деформация осуществляется за счет дислокационного скольжения. Дислокации перестраиваются в дислокационные стенки и субграницы, образуя субструктуру (рис. 5.12 в). Высокие локальные напряжения из-за зернограничного (благодаря резкому увеличению высокоугловых двойниковых границ) и субструктурного упрочнения приводят к формированию высокоугловых границ деформационного происхождения (фрагментации) и дальнейшему измельче-

нию структуры (рис. 5.12 *з*). Развитие процесса формирования высокоугловых границ деформационного происхождения увеличивает долю, занятую мелкими зернами (рис. 5.12 *д*), в итоге приводя к формированию УМЗ структуры (рис. 5.12 *е*).

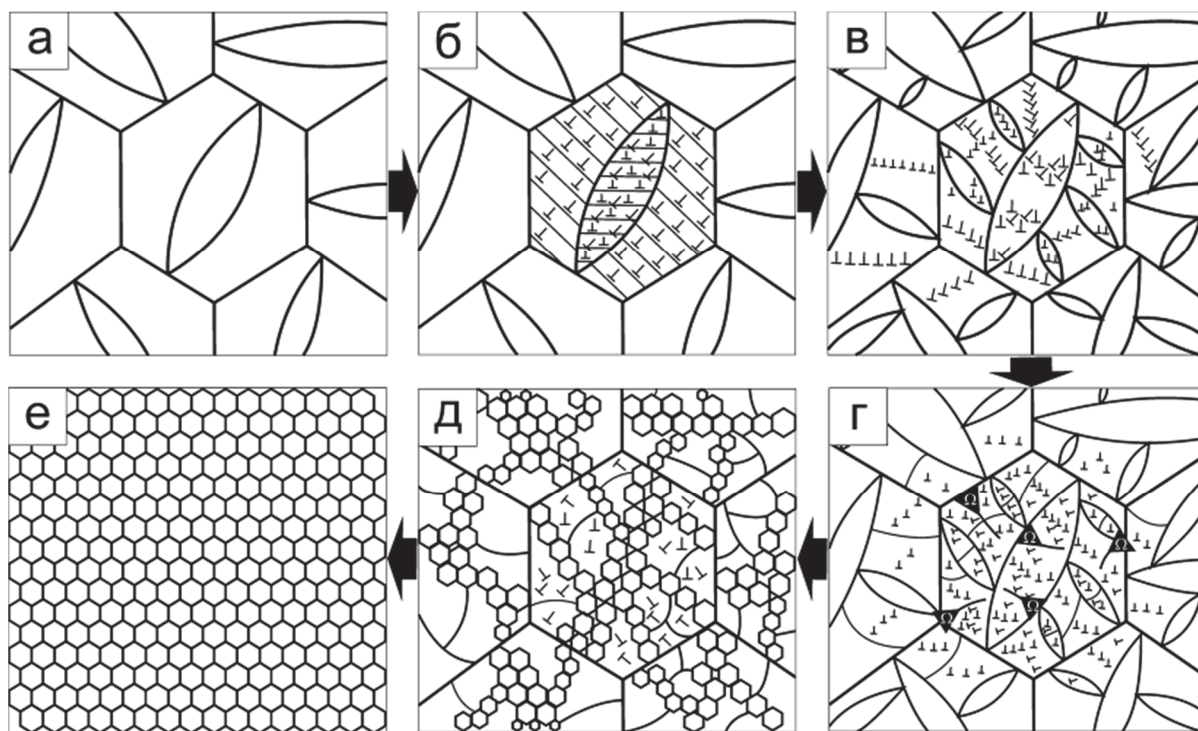


Рис. 5.12. Схема трансформации структуры титана в ходе деформации

Наличие второй фазы в сплаве ВТ6 существенно ускоряет кинетику формирования УМЗ структуры в ходе ‘*abc*’-деформации при 550 °С и  $10^{-3} \text{ с}^{-1}$  [31; 32]. Исходная микроструктура сплава была получена закалкой в воду из  $\beta$ -области. При нагреве до температуры деформации мартенсит трансформируется в дисперсную смесь  $\alpha$ - и  $\beta$ -фазы с пластинчатой морфологией. Толщина пластин составляет около 250 нм. Деформационная кривая  $S$ - $\Sigma e$ , полученная для ‘*abc*’-деформации, представлена на рис. 5.13. На кривой  $S$ - $\Sigma e$  после пика наблюдаются разупрочнение и стадия установившегося течения. Причем если в титане при 400 °С стадия установившегося течения достигается к  $\Sigma e = 2,5$ , то в сплаве при 550 °С для этого требуется деформация  $\Sigma e \approx 1$ .



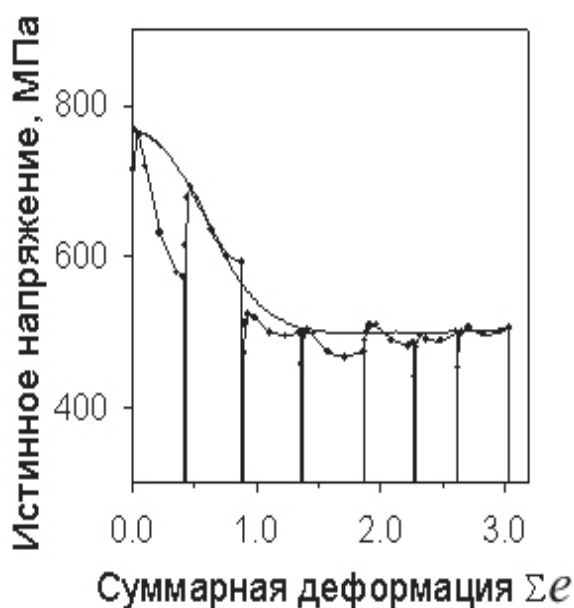


Рис. 5.13. Кривая  $S-\Sigma\epsilon$  для 'abc'-деформации сплава ВТ6 в исходном мартенситном состоянии при 550 °С

Исследование эволюции микроструктуры показало, что после первой осадки исходная пластинчатая структура с четкими, слабо искривленными границами местами сохраняется, а по длине пластин наблюдается изменение контраста (рис. 5.14 а). В  $\alpha$ -пластинах имеют место накопление дислокаций и образование поперечных малоугловых границ. Прослойки  $\beta$ -фазы также испытывают подобные изменения. Происходит разворот большинства пластин в направлении деформации. Кроме того, уже на этом этапе деформации часть пластин в колониях, ориентированных под углом к направлению распространения макрополос, разбивается полосами сдвига на отдельные фрагменты.

Деформация в два этапа приводит к формированию микроструктуры, в которой встречаются зерна размером 200 нм с низкой плотностью дислокаций и остатки пластин, разделенных поперечными границами на отдельные фрагменты (рис. 5.14 б). В микроструктуре отмечаются также протяженные области различного контраста размером от 200 до 800 нм, не имеющие четких границ. Таким образом, разупрочнение на кривой «напряжение–деформация» объясняется: (а) разворотом пластин по направлению к более «мягкой» ориентировке с низким фактором Тейлора [37] и (б) процессами, связанными с эволюцией дислокационной субструктуры (динамическим возвратом).

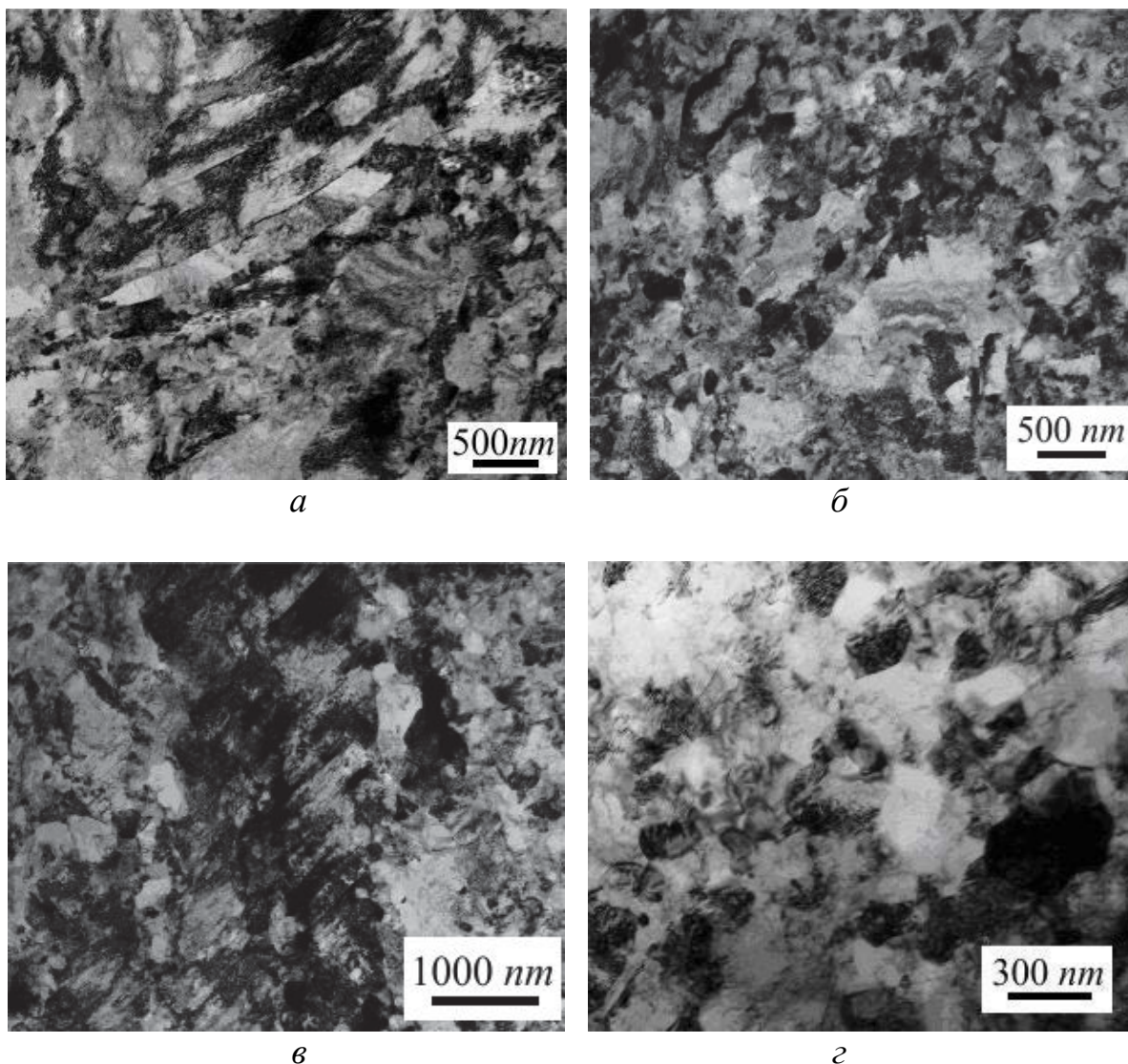


Рис. 5.14. Микроструктура сплава ВТ6 после деформации при 550 °С и скорости  $10^{-3} \text{ с}^{-1}$ :  
*а* – 1 осадка; *б* – 2 осадки; *в* – 3 осадки; *г* – 4 осадки

Третья осадка приводит к формированию однородной микроструктуры с глобулярными зёрнами  $\alpha$ - и  $\beta$ -фаз, средний размер которых составляет около 200...300 нм. Такая структура характеризуется присутствием значительного числа изгибных контуров экстинкции, свидетельствующих об упругих искажениях кристаллической решетки и повышенной плотности дислокаций в большинстве зёрен. В то же время отмечаются участки с неглобуляризовавшейся структурой (рис. 5.14 *в*).

Дальнейшая деформация главным образом увеличивает однородность структуры. После четвертой осадки можно отметить более высокую однородность структуры со средним размером зёрен около 300 нм и меньшие напряже-

ния (рис. 5.14 *з*). Отметим, что начиная с третьей осадки кривая «напряжение–деформация» изменяется, и наблюдается установившаяся стадия течения. Важно отметить, что процесс трансформации структуры сплава, по-видимому, сопровождается зернограницным проскальзыванием (ЗГП) при увеличении доли высокоугловых межзеренных и некогерентных межфазных границ. Изменение величины коэффициента скоростной чувствительности  $m$  с 0,17 при  $\Sigma e = 0,4$  до 0,35 при  $\Sigma e = 0,9$  свидетельствует о том, что в сплаве на стадии установившегося течения при 550 °С реализуется сверхпластическое течение, и следовательно, вклад ЗГП возрастает [5]. Суммарная степень деформации, необходимая для формирования однородной УМЗ структуры в рассмотренных условиях, соответствует приблизительно  $\Sigma e \geq 3,0$ .

Наблюдаемые изменения структуры и механического поведения в ходе большой пластической деформации двухфазного титанового сплава ВТ6 могут быть обобщены следующим образом (рис. 5.15 *а...з*). На начальных этапах деформации происходит повышение плотности дислокаций и упрочнение сплава (рис. 5.15 *а*). Дальнейшая деформация приводит к формированию субструктуры в фазах и соответствующему разупрочнению (рис. 5.15 *б*). Макрополосы сдвига рассекают пластины на отдельные фрагменты, приводя к формированию в них поперечных границ. Следует, однако, отметить, что в  $\alpha/\beta$  титановых сплавах с пластинчатой морфологией фаз разупрочнение может быть обусловлено не только процессами возврата/рекристаллизации, но также и поворотом пластин по направлению к «мягким» ориентировкам с низким фактором Тейлора и/или возможностью проникновения дислокаций через  $\alpha/\beta$  границу [37].

Потеря когерентности межфазными границами в ходе последующей деформации интенсифицирует процессы рекристаллизации в сплавах и приводит к началу процесса деления за счет образования канавок (рис. 5.15 *в*) [38; 39]. Этому этапу соответствует умеренное снижение напряжения течения, значительно менее интенсивный разворот пластин в направлении течения металла и слабое изменение длины пластин и доли глобулярных частиц.

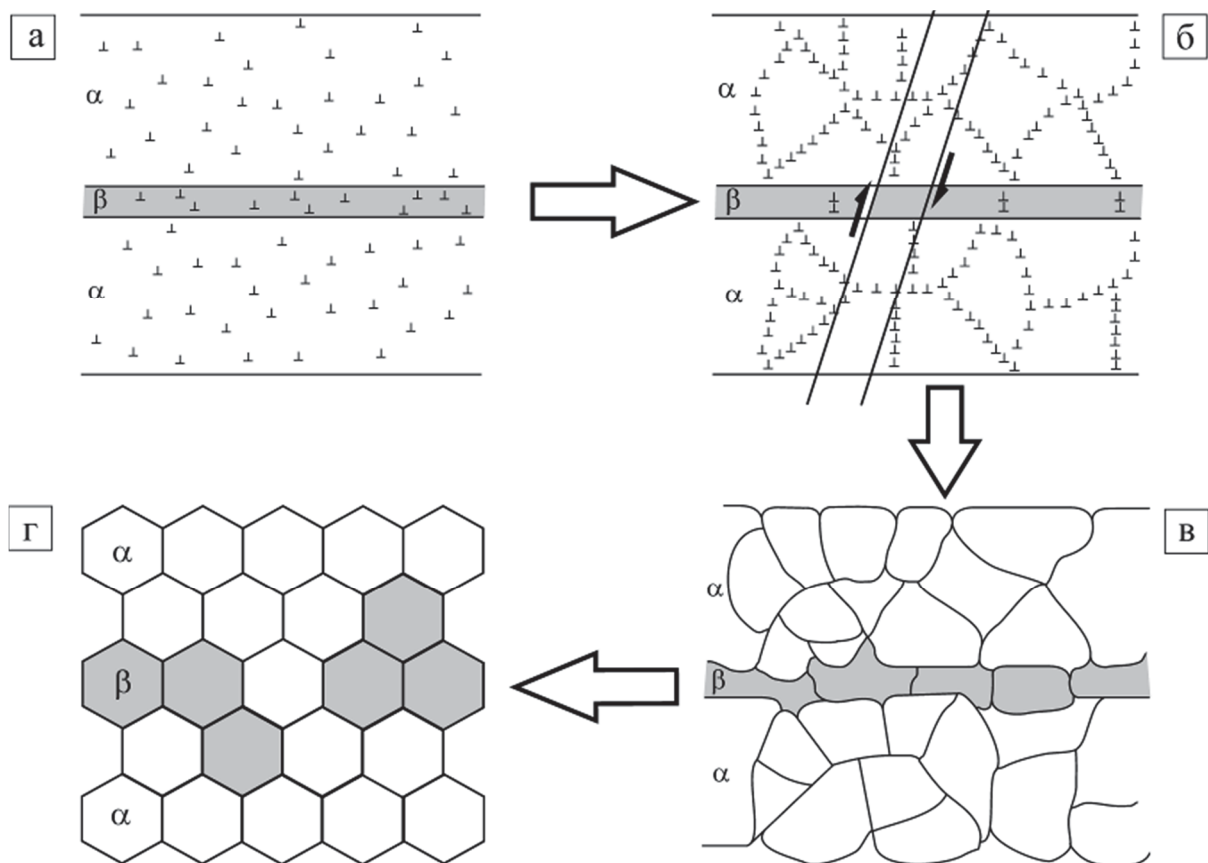


Рис. 5.15. Схема, описывающая преобразование ламельной структуры в сплаве ВТ6 в ходе деформации при протекании динамических процессов рекристаллизации и сфероидизации

Наконец, на последней стадии (рис. 5.15 г) довольно быстро увеличивается доля глобулярных частиц и уменьшается длина пластин вследствие интенсификации процессов фрагментации и сфероидизации. Как было отмечено выше, совпадающие во времени интенсивная сфероидизация и установившееся течение на последних стадиях деформации с коэффициентом  $m$  указывают не только на динамические возврат/рекристаллизацию (которые поддерживают приблизительно постоянную плотность дислокаций), но и на возросшую роль зерно-границного проскальзывания, вследствие увеличения протяженности новых межфазных и межзеренных границ [5; 30; 40].

Прокатка в условиях теплой деформации двухфазных титановых сплавов не позволяет получить достаточно однородную структуру даже при высоких степенях обработки [41; 42]. Поэтому наиболее эффективно предварительное измельчение структуры сляба перед прокаткой [27] одним из рассмотренных выше методов большой пластической деформации.

Рассмотренные выше результаты демонстрируют существенную зависимость условий обработки для получения УМЗ структуры от состава титановых сплавов. Присутствие  $\beta$ -фазы в сплаве заметно влияет на кинетику трансформации исходной крупнозернистой пластинчатой структуры в УМЗ структуру, приводя к снижению необходимых для ее завершения степеней деформации по сравнению с титаном при одном и том же выбранном методе обработки. С другой стороны, так как титан обладает более высокой технологической пластичностью по сравнению с его сплавами, его обработка на УМЗ структуру может быть выполнена при холодной или даже криогенной температуре в условиях более интенсивного протекания двойникования, что способствует заметному снижению требуемых для измельчения структуры степеней деформации.

### **5.3. Механические свойства титана и его сплавов в УМЗ состоянии**

Измельчение микроструктуры титана и его сплавов в соответствии с соотношением Холла–Петча ведет к существенному увеличению прочности:

$$\sigma = \sigma_0 + kd^{-1/2}, \quad (5.2)$$

где  $\sigma_0$  – сопротивление движению дислокаций в теле зерна;  $k$  характеризует трудность передачи скольжения через границу зерна;  $d$  – размер зерен.

Поскольку предел прочности в металлических материалах часто коррелирует с (микро)твердостью, соотношение Холла–Петча часто дается в виде:

$$H_v = H_0 + k_h d^{-1/2}, \quad (5.3)$$

где используемые величины имеют сходный физический смысл. Зависимость предела выносливости ( $\sigma_R$ ) от размера зерна также может быть выражена близким по виду уравнением:

$$\sigma_R = \sigma_{iR} + k_R d^{-1/2}. \quad (5.4)$$

Следует, однако, отметить, что наряду с ростом прочности в УМЗ материалах отмечается резкое снижение пластичности. Происходит это из-за низкой

способности УМЗ материалов к деформационному упрочнению, быстрой потере пластической устойчивости и, как следствие, более интенсивной локализации деформации. Понятно, что такая особенность деформационного поведения снижает и связанные с пластичностью свойства как, например, вязкость разрушения, сопротивление росту усталостной трещины, ударная вязкость. Рассмотрим особенности влияния размера зерна на механические свойства титана и его сплавов.

#### 5.3.1. Механические свойства технического титана

Механические свойства титана в УМЗ состоянии изучались в ряде работ [1; 11; 13; 14; 15; 31; 43]. Наиболее систематические результаты влияния размера зерна на механическое поведение титана BT1-00 представлены на рис. 5.16 и 5.17 [43]. Как видно из рис. 5.16 *а*, уменьшение средней величины кристаллитов с 54 мкм до 400 нм привело к существенному ( $\sim$  в 2,5 раза) увеличению прочностных характеристик и изменению вида деформационных кривых: на них зафиксировано появление площадки Людерса и иногда зуба текучести.

Согласно рис. 5.16 *б*, пластическое течение УМЗ титана сопровождалось существенным деформационным упрочнением, которое характеризовалось немонотонной зависимостью от напряжения. С ростом последнего отмечались снижение деформационного упрочнения и постепенный выход на плато. Согласно [44; 45], подобная картина соответствует наличию третьей и четвертой стадий деформационного упрочнения. Видно, что уменьшение размера зерен ведет к сокращению протяженности третьей стадии, а в состоянии с наименьшим размером зерна  $d = 400$  нм она исчезает, и имеет место только четвертая. Деформационное упрочнение уменьшалось с измельчением размера зерен, однако данный эффект проявляется только на начальном этапе пластического течения.

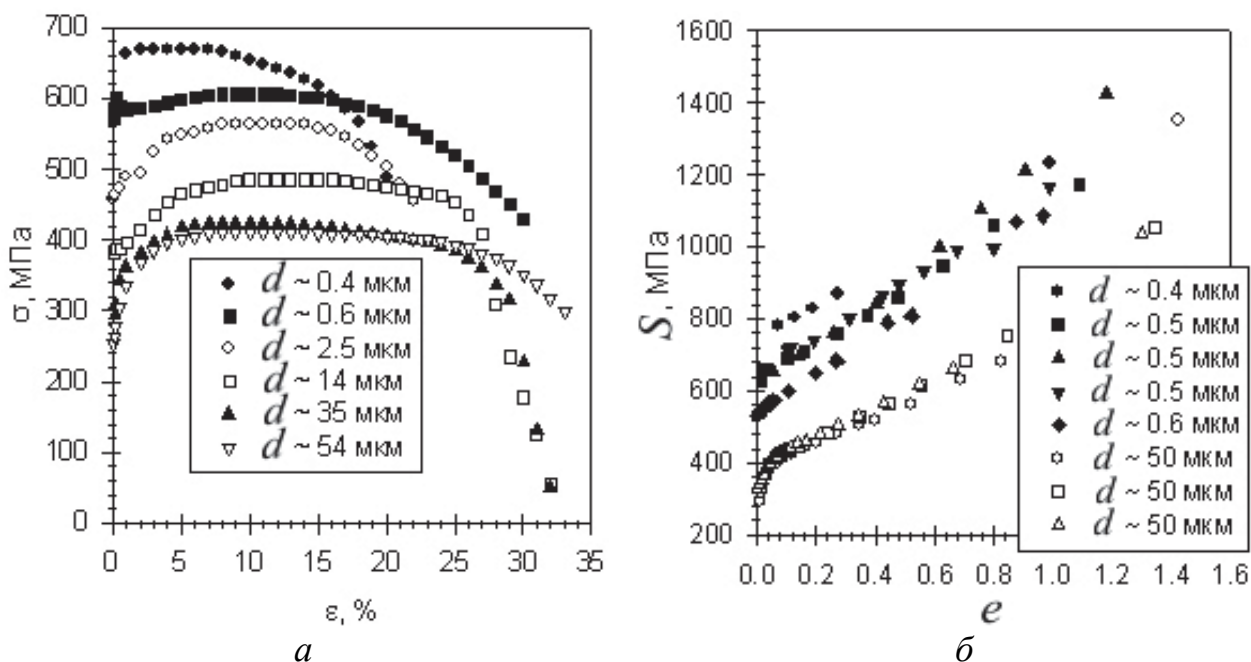


Рис. 5.16. Влияние размера зерен на прочностные характеристики:  
 а – деформационные кривые в условных координатах;  
 б – деформационные кривые в истинных координатах

Зависимость характеристик пластичности от размера зерен представлена на рисунках 5.17 а...в. Видно, что общая деформация до разрушения и истинное сужение проявляют относительно слабую зависимость от величины зерен (рис. 5.17 а, в). Уместно, на наш взгляд, говорить лишь о небольшой тенденции уменьшения общей пластичности с измельчением среднего размера кристаллитов. Величина же равномерной деформации, напротив, весьма чувствительна к размеру зерен, проявляя довольно сложную, немонотонную зависимость (рис. 5.17 б). Наиболее равномерно деформировались образцы со средней величиной зерен  $\sim 10$  мкм, при его изменении протяженность однородной деформации сокращалась. Следует отметить ее полное исчезновение при  $d \sim 400$  нм, где площадка Людерса переходила сразу в шейку, и образец, таким образом, деформировался пластически нестабильно.

Таким образом, измельчение микроструктуры титана ведет к существенному росту прочности при значительном снижении относительного удлинения, особенно равномерной деформации. Следовательно, можно ожидать, что механические свойства, находящиеся в определенной корреляции с прочностью материала, такие как твердость и предел выносливости, также будут увеличиваться.



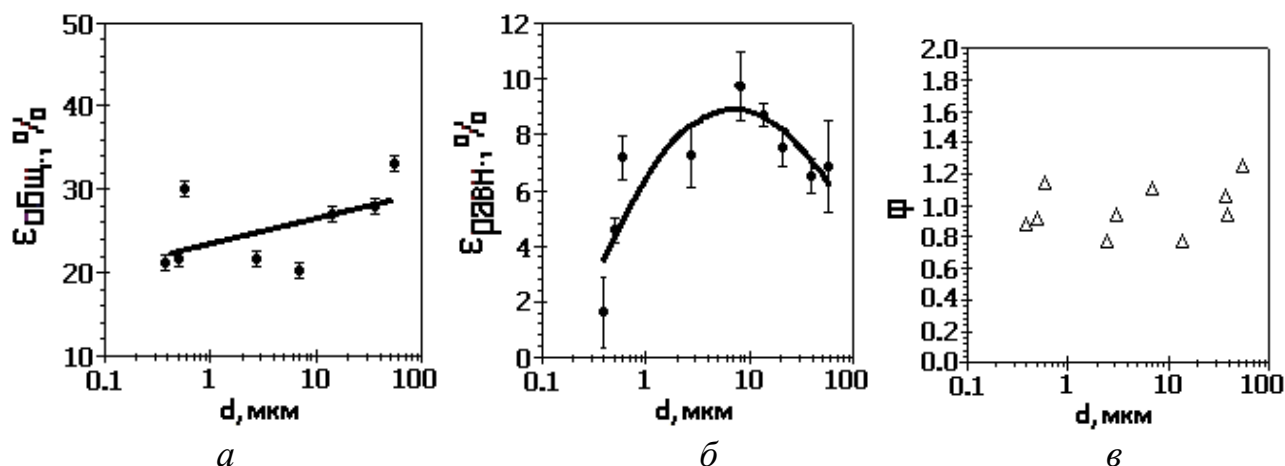


Рис. 5.17. Влияние размера зерен на характеристики пластичности:  
 $a$  – относительное удлинение до разрушения,  $б$  – равномерная деформация,  
 $в$  – истинное сужение до разрушения

Авторы [31] установили существенное увеличение предела выносливости титана BT1-00 в УМЗ состоянии (размер зерна 400 нм) по сравнению с МК (размер зерна 30 мкм). Как видно из рис. 5.18, кривая усталости УМЗ титана располагается выше кривых МК титана, и соответственно, значение предела выносливости  $\sigma_0$  в СМК сплаве на 25 % больше. Полученные данные подтверждаются работами [13; 46], где значения предела циклической прочности для титана *Grade 2* с размером зерен 300 нм составляли 380 МПа и 490 МПа соответственно.

Факт довольно интенсивного упрочнения УМЗ титана в ходе испытаний на растяжение (рис. 5.16 б) показывает возможность повысить его прочностные характеристики посредством дополнительной упрочняющей деформационной обработки. В качестве таковой были использованы холодная прокатка и гидростатическая экструзия (ГЭ). Вследствие мягкости использованных схем даже малопластичному материалу таким образом может быть придана значительная степень деформации.

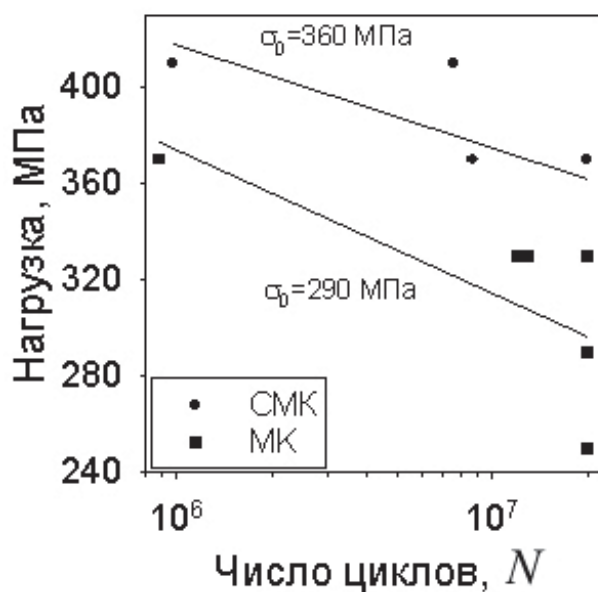


Рис. 5.18. Усталостное поведение титана в УМЗ и МК состояниях

Холодная прокатка титана ВТ1-0 в УМЗ состоянии приводит к существенному увеличению его прочности. Из табл. 5.2 видно, что предел текучести и предел прочности УМЗ титана в результате холодной прокатки до  $\epsilon = 4,5$  дополнительно увеличиваются более чем в 1,5 раза (и более чем в 3 раза по сравнению с МК состоянием). При этом предел прочности титана в УМЗ состоянии достигает значения 1265 МПа, что соответствует уровню прочности легированных титановых сплавов [47]. Существенное упрочнение связано с дополнительным измельчением субструктуры и ростом плотности дислокаций. В то же время следует отметить существенное снижение пластичности титана в УМЗ состоянии после холодной прокатки. Так, относительное сужение снижается на 10 %, а относительное удлинение – на 55 % по сравнению с исходным УМЗ состоянием (и соответственно, на 25 и 70 % по сравнению с МК) (табл. 5.2).

Инженерные кривые «напряжение–деформация» для гидроэкструдированного титана ВТ1-0, полученные при испытании на растяжение, показаны на рис. 5.19. Титан, экструдированный при 20 °С до  $\epsilon = 1,8$ , имеет максимальную прочность. Повышение температуры ГЭ до 350 °С и 450 °С заметно снижает прочность титана. Пластичность образцов (относительное удлинение) уменьшается с ростом прочности. В целом, по сравнению с исходным состоянием ГЭ уменьшает относительное удлинение в 1,5...2 раза. Однако

важно отметить форму кривых «напряжение–деформация» до образования шейки. Повышение температуры экструзии до 350 °С и 450 °С увеличивает однородную деформацию до 3 % и 4 %, соответственно, а также увеличивает общую деформацию.

Таблица 5.2

Механические свойства УМЗ титана BT1-0

Состояние	$\sigma_{0,2}$ , МПа	$\sigma_B$ , МПа	$\delta$ , %
Исходное	360	490	29
ГЭ при 350 °С до $e = 2$	624	765	16
ГЭ при 20 °С до $e = 1,8$	985	1080	14
ГЭ при 20 °С до $e = 5,47$ [17]	1245	1320	7,5
МД при 450 °С до $e = 6$	760	810	18
МД + холодная прокатка до $e = 4,5$	1210	1265	9
ЕСАР до $e = 9,5$ [14]	1020	1050	10

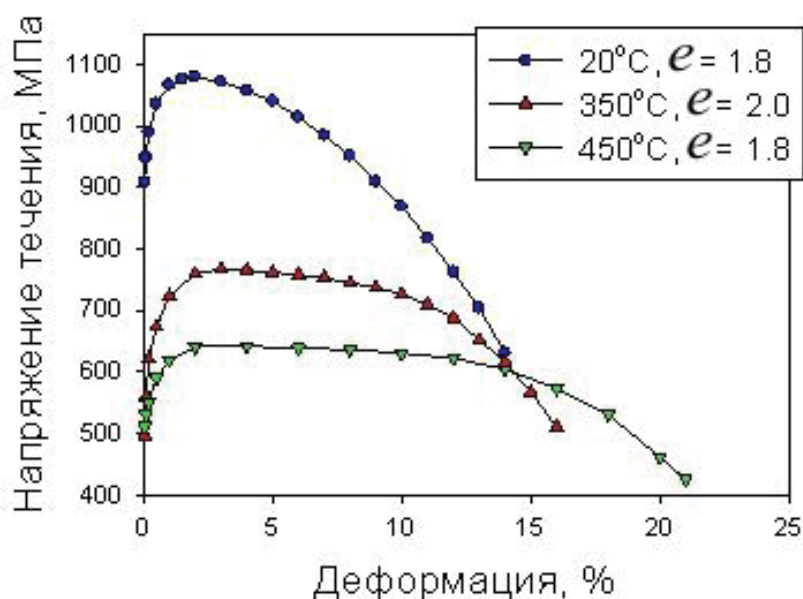


Рис. 5.19. Инженерные кривые «напряжение течения – деформация», полученные при испытании на растяжение титана BT1-0, подвергнутого гидростатической экструзии

Таким образом, формирование в титане УМЗ структуры позволяет существенно повысить его прочностные и усталостные характеристики. Однако упрочнение титана ведет к существенному уменьшению его пластичности. Автор [25] предполагает, что повышение пластичности титана возможно путем совершенствования УМЗ структуры, в частности, увеличения доли высокоугловых границ. Между тем, большой пластической деформации титана присуще постоянное изменение разориентировок между кристаллитами в силу взаимо-

действия с их границами непрерывно зарождающихся дислокационных границ [48]. Поэтому совершенствование методов большой пластической деформации с точки зрения получения наиболее однородной микроструктуры с максимальной долей высокоугловых границ представляет собой важную задачу.

### 5.3.2. Механические свойства двухфазных титановых сплавов

Двухфазные титановые сплавы в основном применяются для изготовления ответственных деталей авиационной техники, что предполагает всестороннюю оценку их работоспособности в разнообразных условиях статического, динамического и циклического нагружения. Систематические исследования механических свойств проведены в работах [49–54], на примере двухфазного титанового сплава ВТ6 с УМЗ структурой. Авторы использовали для подготовки структуры метод мультиосевой деформации. Механические свойства сплава сравнивались с состоянием, полученным традиционным образом [55]: ковка при температурах 30...50 °С ниже  $T_{пп}$ , закалка в воду и старение при 550 °С в течение 3-х часов. Микроструктура такого состояния представлена на рис. 5.20. Размер первичных  $\alpha$ -зерен составляет  $\sim 5$  мкм, размер колоний  $\alpha$ -пластин в  $\beta$ -матрице – 10 мкм.

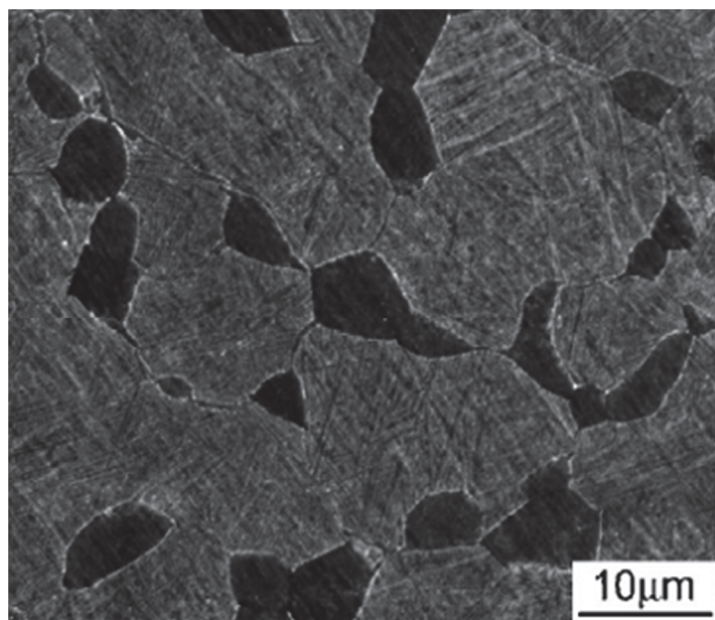


Рис. 5.20. Микроструктура сплава ВТ6 в МК состоянии

Результаты испытаний на растяжение при комнатной температуре сведены в таблицу 5.3.

Таблица 5.3

Механические свойства сплава ВТ6 на растяжение  
при комнатной температуре

Состояние сплава (размер зерен фаз) / тип образцов	Механические свойства				
	$\sigma_B$ , [МПа]	$\sigma_{0,2}$ , [МПа]	$\delta$ , [%]	$\psi$ , [%]	$\delta_p$ , [%]
МК (~ 10мкм) / цилиндрич. Ø 3 мм	1050	960	9,0	32,0	0,8
УМЗ (~ 400нм) / цилиндрич. Ø 3 мм	1300	1180	7,0	60,0	0,6
УМЗ (~ 600нм) / цилиндрич. Ø 5 мм	1210/1225	1180/1200	9/10	56,5	—
УМЗ + холодная прокатка / цилиндрич. Ø 3 мм	1470	1425	—	—	—
НС (~ 120 нм) / плоские	1400	1280	10,8	—	1,5

Формирование УМЗ структуры ведет к существенному росту прочности сплава ВТ6. Так же, как и в титане, холодная прокатка заметно упрочняет сплав. Важная особенность деформации образцов УМЗ сплава заключается в малой равномерной деформации и раннем образовании шейки. Диаграмма деформации растяжением при комнатной температуре образцов с УМЗ и МК структурами представлена на рис. 5.21. Кривая, соответствующая УМЗ состоянию, имеет ярко выраженный пик напряжения течения при ~0,5 % деформации. Для МК состояния максимум напряжения течения менее выраженный и растянут по оси деформации.

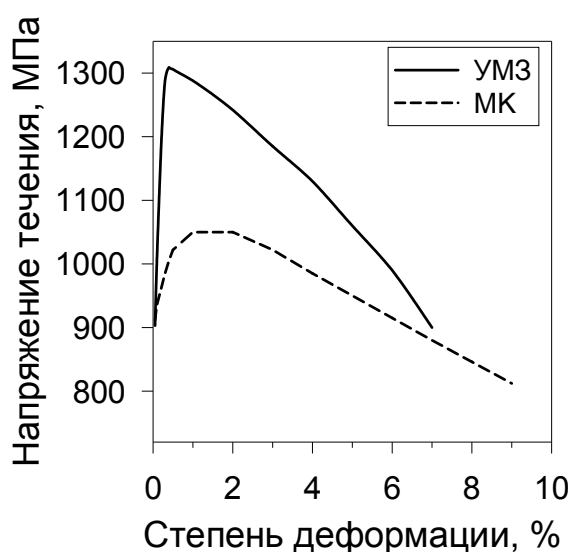


Рис. 5.21. Диаграмма деформации растяжением образцов сплава ВТ6 в УМЗ и МК состояниях

Сопротивление усталостному разрушению сплава также существенно повышается при измельчении структуры [49; 51]. Размер зерен в образцах состав-

лял  $\sim 300$  нм. Видно, что кривая усталости, соответствующая УМЗ состоянию, располагается заметно выше кривой МК (рис. 5.22 а). Значения  $\sigma_0$  (для случая несимметричного цикла) составили 693 МПа для УМЗ состояния и 580 МПа для МК состояния.

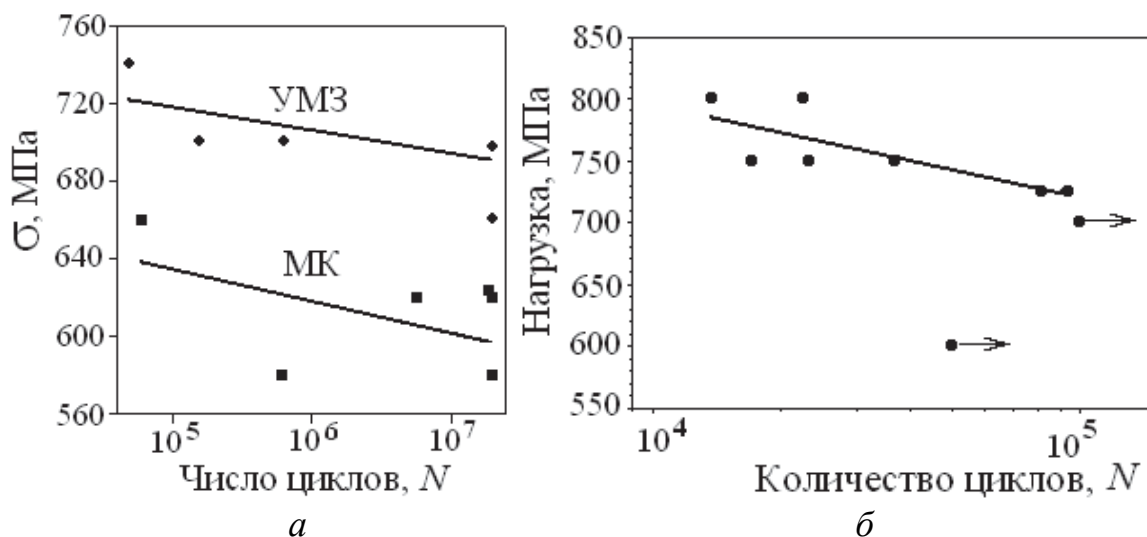


Рис. 5.22. Усталостное поведение сплава ВТ6 в УМЗ и МК состояниях – многоцикловые (а) и малоцикловые (б) испытания

Малоцикловые испытания сплава ВТ6 с размером зерен  $\sim 120$  нм дают значение амплитуды деформации  $\sim 800$  МПа на базе  $10^4$  циклов (рис. 5.22 б). В обычном титановом сплаве ВТ6 эта величина составляет 893 МПа для 3500 циклов [56].

Склонность к быстрой локализации деформации УМЗ сплава особенно сильно должна проявляться при испытаниях образцов с надрезом и наведенной трещиной. В работах [53; 54] проводилась оценка ударной вязкости сплава ВТ6 в УМЗ и МК состояниях на образцах с разным типом надреза  $KCU$  и  $KCV$  соответственно. Для оценки работы роста трещины при ударном нагружении проводились также испытания на образцах  $KCT$ , для чего в образцах с  $V$ -образным надрезом в область надреза дополнительно вводилась усталостная трещина. Результаты испытания приведены в таблице 5.4.

Таблица 5.4

Ударная вязкость сплава ВТ6

Состояние	Ударная вязкость, МДж/м <sup>2</sup>		
	$KCU$	$KCV$	$KCT$
УМЗ (500 нм)	0,37	0,18	0,08
УМЗ + отжиг (620 / 650 °С)	–	–	0,12/0,17
МК (10 мкм) термоупрочненное	0,45	0,41	0,24

Значения ударной вязкости, полученные на образцах с различными видами концентраторов, ожидаемо показывают, что увеличение остроты надреза снижает величину ударной вязкости. Однако если в МК состоянии при переходе от закругленного *U*-образного надреза к острому концентратору (радиус вершины усталостной трещины сравним с межатомным расстоянием) ударная вязкость уменьшается менее, чем в 2 раза, то в УМЗ сплаве подобное изменение остроты надреза снижает ударную вязкость более чем в 4,5 раза. В случае с *U*-образным надрезом значения усталостной вязкости образцов для обоих состояний сплава находятся в пределах требований к авиационным титановым сплавам ( $K_{CU}$  более 0,3). Однако когда трещина уже сформирована и вся энергия затрачивается лишь на ее распространение, ударная вязкость  $K_{CT}$  УМЗ образца очень сильно уменьшается. Отметим, что отжиг УМЗ сплава при температурах, не приводящих к существенному росту зерен и, соответственно, падению прочности, позволяет заметно повысить  $K_{CT}$ .

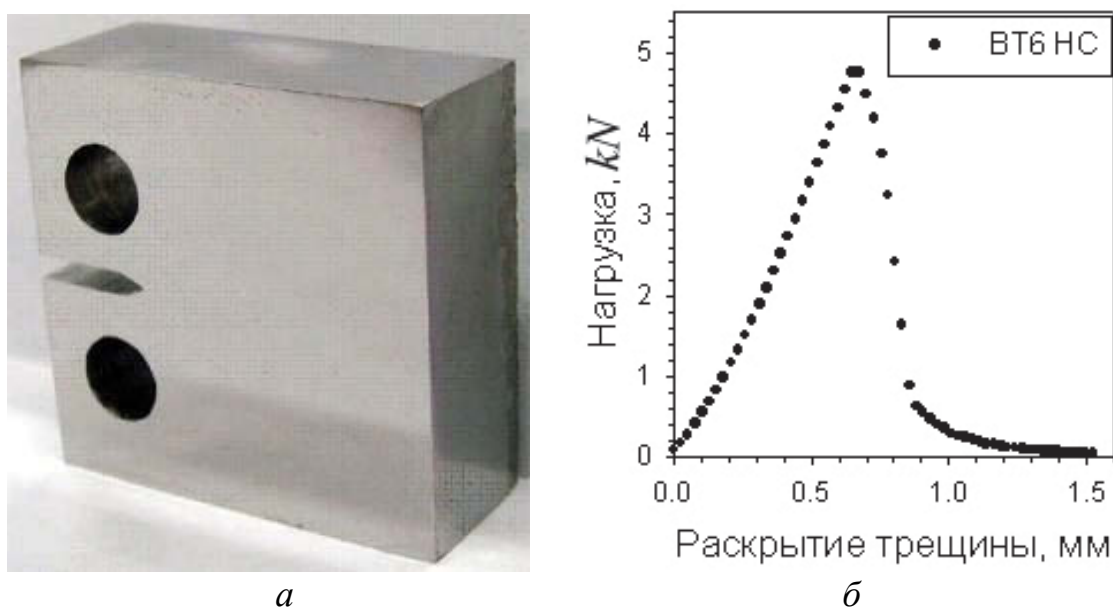
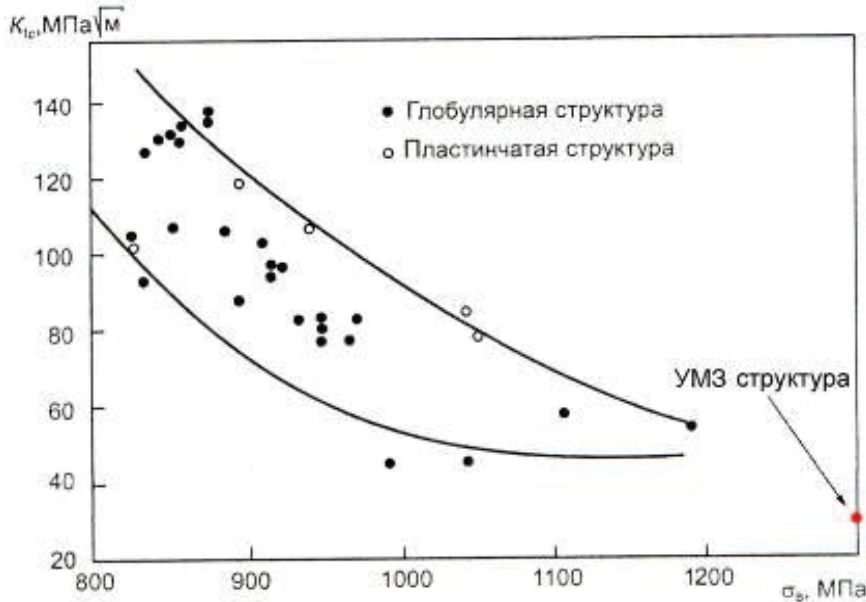


Рис. 5.23. Внешний вид образца сплава ВТ6 в УМЗ состоянии (а) и кривая «нагрузка–раскрытие трещины», полученная при испытании на  $K_{IC}$  (б).  
Размер исходного образца 30 x 30 x 12 мм

Испытания на вязкость разрушения УМЗ сплава ВТ6 с размером зерен 500 нм показали (рис. 5.23), что величина  $K_Q = 4,834$  кН при длине усталостной трещины  $l = 9,3$  мм и толщине образца 12 мм дает значение  $K_{IC} = 30,5$  МПа м<sup>1/2</sup>. На рис. 5.24 приведены графики, показывающие соотношение полученных значений вязкости разрушения для УМЗ состояния ВТ6 и известных литературных

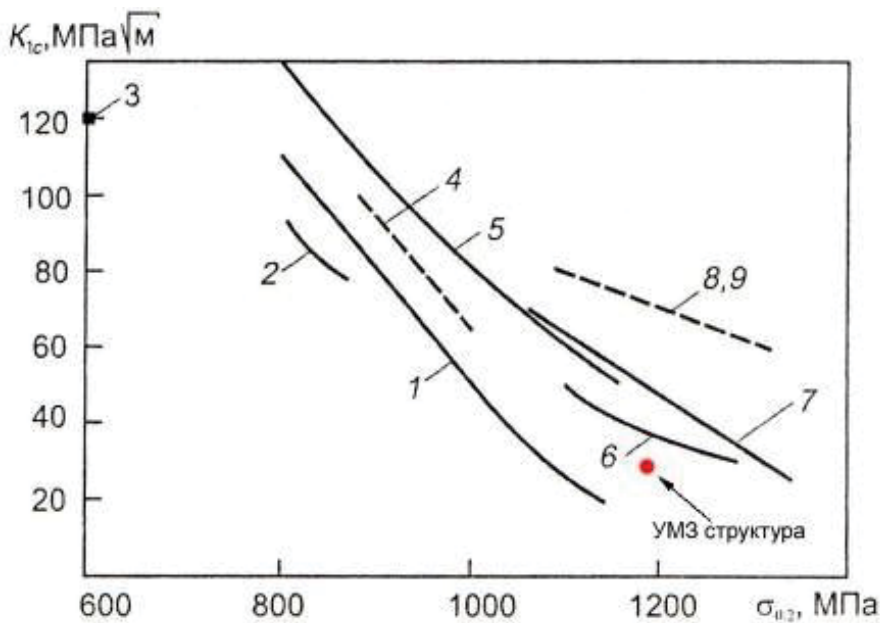


данных [55–58] для сплава ВТ6 в различных состояниях. Из представленных данных видно, что вязкость разрушения УМЗ состояния следует общей тенденции снижения с увеличением прочности. При этом величина вязкости разрушения вполне сравнима с высокопрочным состоянием сплава с обычной структурой.



*a*

Рис. 5.24. Вязкость разрушения сплава ВТ6 с различной структурой в координатах  $K_{IC}$  – предел прочности (*a*) и  $K_{IC}$  – предел текучести (*б*). В (*б*) под номером 1 приведены значения вязкости разрушения сплава ВТ6 в отожженном и термо-упрочненном состоянии (типичная кривая). Литературные данные взяты из [56–58]



*б*

Скорость роста усталостной трещины в УМЗ сплаве ВТ6 была оценена при ее выращивании в образце для испытаний на вязкость разрушения [54]. Полученные результаты в сравнении с литературными данными [59] приведены на рис. 5.25. Видно, что скорость распространения усталостной трещины несколько

выше, чем в сплаве с грубопластинчатой структурой, и сопоставима с наблюдаемой в сплаве с равноосной структурой с размером зерен  $d = 2$  мкм.

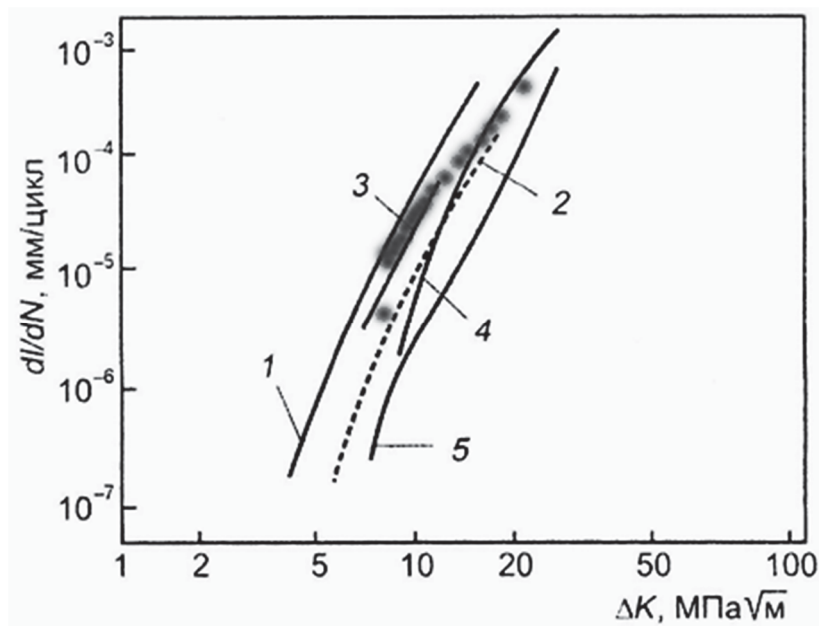


Рис. 5.25. СРТУ в сплаве ВТ6 с различной структурой. Жирные точки — УМЗ сплав ВТ6. Цифрами обозначены следующие состояния сплава ВТ6 [59]:  
1 — Тонкая равноосная ( $d = 2$  мкм);  
2 — Грубая равноосная ( $d = 12$  мкм);  
3 — Бимодальная;  
4 — Тонкая пластинчатая;  
5 — Грубая пластинчатая

Двухфазные титановые сплавы мартенситного класса, в частности сплав ВТ6, широко используются для работы при повышенных температурах. Ввиду этого представляется важной оценка их механических свойств при температурах их возможной эксплуатации. В таблице 5.5 [50] приведены результаты статических испытаний на растяжение УМЗ сплава в сравнении с МК состоянием. Видно, что сплав с УМЗ структурой с повышением температуры разупрочняется более интенсивно, чем МК сплав. Вследствие этого значения предела текучести МК и УМЗ состояний сплава сравниваются при 400 °С. Выравнивание значений  $\sigma_B$  происходит в области более низких температур, ~ 300 °С. Наиболее резкое разупрочнение сплава с УМЗ структурой происходит при повышении температуры деформации более 400 °С, а в сплаве с МК структурой — при температурах выше 500 °С.

Пластические свойства сплава ВТ6 в УМЗ и МК состояниях близки при 200 °С. При повышении температуры деформации до 400 °С отмечается монотонное увеличение  $\delta$  у обоих состояний. Однако затем наблюдается резкий рост относительного удлинения в УМЗ сплаве, достигающий при температуре 600 °С величины 200 %. В сплаве с МК структурой высокотемпературное

удлинение не превышает 50 %. Относительное сужение у всех состояний сплава при температурах выше 200 °С различается незначительно.

Таблица 5.5

Механические свойства сплава ВТ6 при повышенных температурах

$t, ^\circ\text{C}$	Состояние сплава (размер зерен) / вид образцов							
	УМЗ ( $\sim 400$ нм) /цилиндрич.				МК ( $\sim 10$ мкм) /цилиндрич.			
	$\sigma_{\text{в}}, [\text{МПа}]$	$\sigma_{0,2}, [\text{МПа}]$	$\psi, \%$	$\delta, \%$	$\sigma_{\text{в}}, [\text{МПа}]$	$\sigma_{0,2}, [\text{МПа}]$	$\psi, \%$	$\delta, \%$
200	1095	985	69	9	1000	885	67	13
300	1000	900	70	10	970	850	71	16
400	835	800	83	14	920	775	77	17
500	580	565	97	53	895	750	87	22
600	200	130	—	200	585	495	—	46

Измельчение структуры в общем случае не является фактором, обеспечивающим высокую жаропрочность. Напротив, чем более грубая структура сформирована в материале, тем большее у него сопротивление ползучести. Более интенсивное разупрочнение сплава в УМЗ состоянии при повышении температуры деформации и снижение температуры перехода к сверхпластической деформации косвенно свидетельствуют об уменьшении значения предела ползучести материала при измельчении структуры. Результаты испытаний на ползучесть сплава с УМЗ (размер зерен  $\sim 400$  нм) и МК структурой приведены на рис. 5.26 [51].

Полученные данные показывают, что предел ползучести при 250 °С за 100 часов для УМЗ  $\sigma_{0,2/100} = 830$  МПа; для МК  $\sigma_{0,2/100} = 860$  МПа. При 350 °С предел ползучести за 100 часов для УМЗ  $\sigma_{0,2/100} = 250$  МПа; для МК  $\sigma_{0,2/100} = 655$  МПа. Видно, что сопротивление ползучести сплава в МК состоянии выше по сравнению с УМЗ и разница увеличивается с ростом температуры. Следует отметить, что если в обоих состояниях при температуре 250 °С и в МК состоянии при 350 °С экспериментальные точки достаточно хорошо аппроксимируются прямой, то в УМЗ состоянии при 350 °С наблюдается заметный разброс данных, что может свидетельствовать о большей чувствительности к возможной неоднородности структуры сплава.

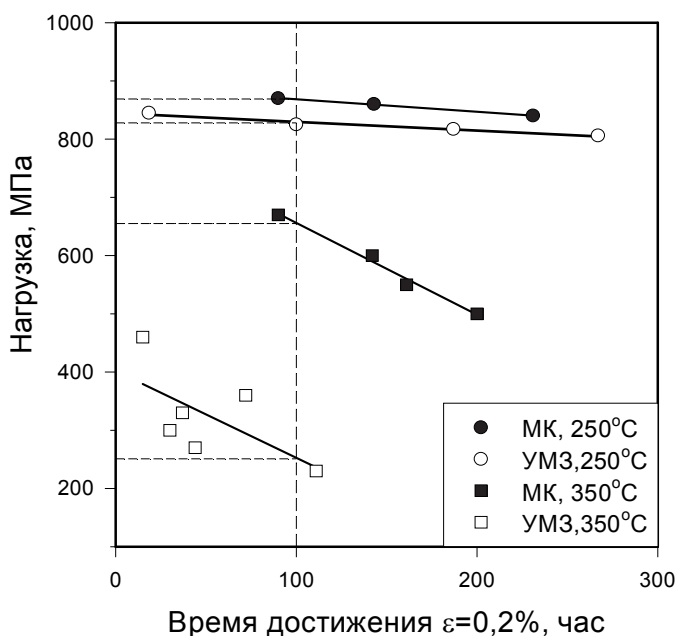


Рис. 5.26. Температурные зависимости приложенной нагрузки для достижения деформации  $\varepsilon = 0,2$  от времени для сплава ВТ6 в УМЗ и МК состояниях

Экстраполяция полученных зависимостей в область более низких температур указывает температуру выравнивания свойств УМЗ и МК состояний при длительных испытаниях, которая составляет  $\sim 200^\circ\text{C}$ .

Испытания на длительную прочность при температуре  $300^\circ\text{C}$  за время 100 часов для состояний сплава УМЗ и МК показали, что в отличие от ползучести длительная прочность УМЗ образцов при этой температуре, равная 865 МПа, оказалась выше, чем в МК – 710 МПа.

Данные по статической прочности при повышенных температурах, сопротивлению ползучести и длительной прочности указывают на некоторое снижение верхней границы температурного интервала эксплуатации УМЗ материала вследствие его возможного разупрочнения в области повышенных температур. По-видимому, длительная эксплуатация свыше  $300^\circ\text{C}$  и кратковременные нагревы свыше  $450^\circ\text{C}$  возможны с определенными ограничениями для изделий из УМЗ сплава ВТ6.

Из представленных результатов видно, что измельчение сплава ВТ6 до УМЗ состояния приводит к существенному повышению прочности и предела усталости по сравнению с термоупрочненным состоянием сплава. Учитывая чувствительность материала к высоким температурам эксплуатации, применение УМЗ сплавов возможно только в холодной части ГТД, например, для изго-

товления лопаток компрессора низкого давления. В то же время пластичность и связанные с ней ударная вязкость и трещиностойкость УМЗ сплава ниже, чем типичные характеристики сплава [56]. Абсолютные значения, например, вязкости разрушения, не являются провальными, учитывая очень высокую прочность УМЗ материала по сравнению с крупнозернистым состоянием, и лишь следуют общей тенденции уменьшения величины  $K_{IC}$  с повышением прочности (рис. 5.24). Тем не менее, именно недостаточно высокие характеристики трещиностойкости ( $K_{IC}$ ,  $CPTU$ ,  $KCT$ ) могут стать основными факторами, ограничивающими использование УМЗ материалов для изготовления ответственных деталей, к которым относятся лопатки компрессоров ГТД.

Одним из подходов, позволяющим добиться более сбалансированных характеристик прочности и пластичности, является формирование другого вида бимодальной структуры, сочетающей крупные зерна альфа фазы и УМЗ смесь альфа и бета фаз. Предполагается, что в такой бимодальной микроструктуре УМЗ матрица будет обеспечивать высокую прочность, а более крупные рекристаллизованные зерна повысят способность материала к деформационному упрочнению и, как следствие, увеличат пластичность материала.

Механические свойства образцов с УМЗ бимодальной, УМЗ однородной и МК структурами в ходе испытаний на разрыв при комнатной температуре приведены на рис. 5.27 а. Кривая, соответствующая УМЗ однородному состоянию, имеет ярко выраженный пик напряжения течения при  $\sim 0,5$  % деформации, после чего следует резкий спад с общей пластичностью около 7 % (рис. 5.27 б). При этом максимальная прочность УМЗ однородного состояния весьма высока для сплава ВТ6, достигая  $\sim 1400$  МПа. Для МК состояния максимум напряжения течения менее интенсивный (1050 МПа) и растянут по оси деформации, показывая пластичность около 8 %. Однако наилучшие свойства демонстрирует УМЗ сплав с бимодальным распределением зерен по размерам. Введение в структуру крупных  $\alpha$ -зерен, не снижая прочности, по сравнению с однородной УМЗ структурой, приводит как к увеличению общей пластичности до 10,5 %, так и к значительному повышению равномерной деформации до  $\sim 2$  %.

Важно, что большая пластичность УМЗ сплава с бимодальным распределением зерен по размерам приводит и к повышению значения ударной вязкости по сравнению с однородным УМЗ состоянием. Так значения  $KCU$ ,  $KCV$  и  $KCT$  для бимодального УМЗ состояния составляют 0,43, 0,23 и 0,13 МДж/м<sup>2</sup> соответственно [54].

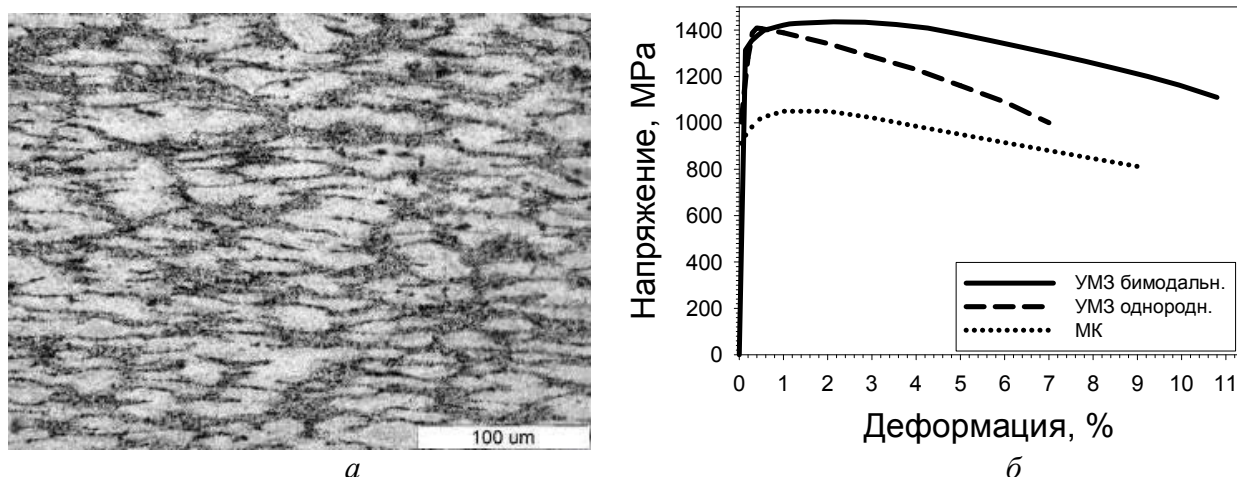


Рис. 5.27. Микроструктура сплава ВТ6 в УМЗ состоянии с бимодальным распределением зерен по размерам (а), диаграмма деформации растяжением образцов сплава ВТ6 в УМЗ и МК состояниях (б)

#### 5.4. Применение титана и его сплавов с УМЗ структурой

Как было показано выше, механические свойства УМЗ титана и двухфазного сплава ВТ6 отличаются, прежде всего, высокими значениями статической и циклической прочности. Авторы [60] предполагают, что такие материалы могут найти свое применение в медицине и технике. Так, значительное повышение прочности титана может быть использовано при изготовлении зубных имплантатов. Благодаря этой особенности могут быть существенно уменьшены диаметр имплантата и, соответственно, повреждение костной ткани при его установке [60]. В технике УМЗ титан и его сплавы могут быть использованы при изготовлении крепежных резьбовых изделий [60]. Циклическая долговечность в малоцикловой области шпилек из УМЗ титана существенно выше, чем с обычной структурой. При испытании на кручение винта из титана его прочность была сравнима с прочностью винта из двухфазного титанового сплава ВТ16, а пластичность была в два раза выше [61]. Возможно изготовление кре-

пежных изделий и из УМЗ двухфазных титановых сплавов. Авторы [1] предполагают, что если требованием является высокая усталостная прочность, то предпочтительней использовать для крепежных изделий УМЗ сплав ВТ6.

Повышение эффективности технологии получения биллетов, прутков и листов с УМЗ структурой из двухфазных титановых сплавов позволит реализовать новые технологические решения при обработке давлением за счет значительного снижения температуры обработки. При переводе двухфазных титановых сплавов в УМЗ состояние температура сверхпластичности может быть снижена на 150...400 °С по сравнению со сплавами с обычной микрокристаллической структурой. Следовательно, возможно снижение температуры изотермической штамповки [62], сверхпластической формовки [63], диффузионной сварки [64]. Недавние работы по изотермической штамповке лопаток газотурбинного двигателя из сплава ВТ6 при температуре 650 °С показали эффективность такого процесса. Существенное увеличение прочности сплава при сохранении характеристик пластичности и трещиностойкости позволит значительно снизить вес конструкций.



### **Контрольные вопросы к главе 5**

1. В чем заключаются особенности строения материалов, полученных большими (интенсивными) пластическими деформациями?
2. Какие методы обработки давлением относятся к методам больших (интенсивных) пластических деформаций?
3. Какие физические процессы лежат в основе больших пластических деформаций?
4. В чем различие в эволюции структуры титана и двухфазного сплава при большой пластической деформации?
5. Какие есть особенности применения методов больших пластических деформаций к титану и его двухфазным сплавам?
6. Какие методы наиболее эффективны для получения заготовок промышленных размеров?
7. Каковы особенности влияния размера зерна на механические свойства титана и его двухфазных сплавов?
8. В каких областях могут быть применены УМЗ титан и его двухфазные сплавы?

### Список библиографических ссылок к главе 5

1. Валиев Р. З. Объемные наноструктурные металлические материалы: получение, структура и свойства / Р. З. Валиев, И. В. Александров. М. : Академкнига, 2007. 398 с.
2. Gleiter H. Nanocrystalline materials: Basic concepts and microstructure / H. Gleiter // *Acta Mater.* 2000. Vol. 48. P. 1–29.
3. Андриевский Р. А. Размерные эффекты в нанокристаллических материалах. 1. Особенности структуры. Термодинамика. Фазовые равновесия. Кинетические явления / Р. А. Андриевский, А. М. Глезер // *ФММ.* 1999. Т. 88. С. 50–73.
4. Meyers M. A. Mechanical properties of nanocrystalline materials / M. A. Meyers, A. Mishra, D. J. Benson // *Progr. Mater. Sci.* 2006. 51. P. 427–556.
5. Kaibyshev O. A. Superplasticity of Alloys, Intermetallides and Ceramics / O. A. Kaibyshev. Berlin, Springer-Verlag, 1992. 317 p.
6. Рыбин В. В. Большие пластические деформации и разрушение металлов / В. В. Рыбин. М. : Металлургия, 1986. 224 с.
7. Рыбин В. В. Структурно-кинетические аспекты физики развитой пластической деформации / В. В. Рыбин // *Известия вузов. Физика.* 1991. Т. 34. № 3. С. 7–22.
8. Gil Sevillano J. Large strain work hardening and textures / P. van Houtte, E. Aernoudt // *Progr. Mater. Sci.* 1980. V. 25. P. 69–134.
9. Popov A. A. Structural and mechanical properties of nanocrystalline titanium processed by severe plastic deformation / A. A. Popov [et al.] // *Scripta Mater.* 1997. V. 37. P. 1089–1094.
10. Edalati K. Processing pure Ti by high-pressure torsion in wide ranges of pressures and strain / K. Edalati, E. Matsubara, Z. Horita // *Metall. Mater. Trans. A.* 2009. V. 40. P. 2079–2086.
11. Terada D. Microstructure and mechanical properties of commercial purity titanium severely deformed by ARB process / D. Terada, S. Inoue, N. Tsuji // *J. Mater. Sci.* 2007. V. 42. P. 1673–1681.

12. Zharebtsov S. V. Evolution of grain and subgrain structure during cold rolling of commercial-purity titanium / S. V. Zharebtsov [et al.] // Mater. Sci. Eng. A. 2011. V. 528. P. 3472–3479.
13. Vinogradov A. Y. Cyclic behavior of ultrafine-grain titanium produced by severe plastic deformation / A. Y. Vinogradov, V. V. Stolyarov, S. Hashimoto, R. Z. Valiev // Mater. Sci. Eng. A. 2001. V. 318. P. 163–173.
14. Pachla W. Nanocrystalline titanium produced by hydrostatic extrusion / W. Pachla [et al.] // J. Mater. Processing Techn. 2008. V. 205. P. 173–182.
15. Салищев Г. А. Формирование субмикроструктурной структуры в титане при пластической деформации и ее влияние на механические свойства / Г. А. Салищев, О. Р. Валиахметов, Р. М. Галеев, С. П. Малышева // Металлы. 1996. № 4. С. 86–91.
16. Beygelzimer Y. Useful properties of twist extrusion / Y. Beygelzimer, V. Varyukhin, S. Synkov, D. Orlov // Mater. Sci. Eng. A. 2009. V. 503. P. 14–17.
17. Коваленко Т. А. Влияние исходной структуры на механизмы разрушения и механические свойства субмикроструктурного титана / Т. А. Коваленко, А. В. Овчинников // Новые материалы и технологии в металлургии и машиностроении. 2010. № 1. С. 72–80.
18. Sergueeva A. V. Superplastic behaviour of ultrafine-grained Ti–6Al–4V alloys / A. V. Sergueeva, V. V. Stolyarov, R. Z. Valiev, A. K. Mukherjee // Mater. Sci. Eng. A. 2002. V. 323. P. 318–325.
19. Ko Y. G. Effects of temperature and initial microstructure on the equal channel angular pressing of Ti–6Al–4V alloy / Y. G. Ko, W. S. Jung, D. H. Shin, C. S. Lee // Scripta Mater. 2003. V. 48. P. 197–202.
20. Semenova I. P. The effect of equal-channel angular pressing on the structure and mechanical behavior of Ti–6Al–4V alloy / I. P. Semenova, G. I. Raab, L. R. Saitova, R. Z. Valiev // Mater. Sci. Eng. A. 2004. V. 387–389. P. 805–808.
21. Zharebtsov S. V. Production of submicrocrystalline structure in large-scale Ti–6Al–4V billet by warm severe deformation processing / S. V. Zharebtsov [et al.] // Scripta Mater. 2004. V. 51. P. 1147–1151.

22. Жеребцов С. В. Формирование субмикrokристаллической структуры в титановых сплавах интенсивной пластической деформацией и их механические свойства / С. В. Жеребцов [и др.] // КШП. 1999. № 7. С. 17–22.
23. Жеребцов С. В. Формирование субмикrokристаллической структуры в титановых сплавах интенсивной пластической деформацией и их механические свойства / С. В. Жеребцов, Г. А. Салищев, Р. М. Галеев, М. М. Мышляев // ФММ. 1999. Т. 87. № 4. С. 66–71.
24. Zharebtsov S. Effect of hydrostatic extrusion at 600–700 °C on the structure and properties of Ti–6Al–4V alloy / S. Zharebtsov, A. Mazur, G. Salishchev, W. Lojkowski // Mater. Sci. Eng. A. 2008. V. 485. P. 39–45.
25. Valiev R. Z. Grain boundaries and mechanical properties of ultrafine-grained metals / R. Z. Valiev, M. Yu. Murashkin, I. P. Semenova // Metall. Mater. Trans. A. 2010. V. 41. P. 816–822.
26. Lopatin N. Effect of combined rolling processes on structure and mechanical properties of pure titanium rods / N. Lopatin, G. Diakonov, O. Pleshakova // Mater. Sci. Forum. 2010. V. 667–669. P. 161–166.
27. Salishchev G. A. Formation of submicrocrystalline structure in large-size billets and sheets out of titanium alloys in / G. A. Salishchev, R.M. Galeev, S. V. Zharebtsov [et al].: Metallic Materials with High Structural Efficiency. – Dordrecht: Kluwer Academic Publishers. 2004. P. 401–412.
28. Mironov S. Yu. Evolution of misorientation distribution during warm ‘abc’ forging of commercial-purity titanium / S. Yu. Mironov, G. A. Salishchev, M. M. Myshlyaev, R. Pippan // Mater. Sci. Eng. A. 2006. V. 418. P. 257–267.
29. Hughes D. A. Microstructure and strength of nickel at large strains / D. A. Hughes, N. Hansen // Acta Mater. 2000. V. 48. P. 2985–3004.
30. Humphreys F. Recrystallization and Related Annealing Phenomena, second ed / F. Humphreys, M. Hatherly. Elsevier, Oxford, 2004. 605 p.
31. Салищев Г. А. Формирование субмикrokристаллической структуры в титане и титановых сплавах и их механические свойства / Г. А. Салищев [и др.] // МнТОМ. 2006. № 2. С. 19–26.

32. Salishchev G. A. Mechanisms of submicrocrystalline structure formation in titanium and two-phase titanium alloy during warm severe processing / G. A. Salishchev, S. Yu. Mironov, S. V. Zharebtsov // *Rev. Adv. Mater. Sci.* 2006. № 11. P. 152–158.
33. Цвиккер У. Титан и его сплавы / У. Цвиккер. М. : Металлургия, 1979. 512 с.
34. Salem A. A. Strain hardening of titanium: role of deformation twinning / A. A. Salem, S. R. Kalidindi, R. D. Doherty // *Acta Mater.* 2003. V. 51. P. 4225–4237.
35. Zharebtsov S. V. Formation of nanostructures in commercial-purity titanium via cryo-rolling / S. V. Zharebtsov [et al.] // *Acta Mater.* 2012. submitted.
36. Basinski Z. S. The transformation of slip dislocations during twinning of copper-aluminum alloy crystals / Z. S. Basinski [et al.] // *Rev. Metall.* 1997. V. 94. P. 1037–1043.
37. Miller R. M. Flow softening during hot working of Ti-6Al-4V with a lamellar colony microstructure / R. M. Miller, T. R. Bieler, S. L. Semiatin // *Scripta Mater.* 1999. V. 40. P. 1387–1393.
38. Zharebtsov S. Spheroidization of the lamellar microstructure in Ti-6Al-4V alloy during warm deformation and annealing / S. Zharebtsov, M. Murzinova, G. Salishchev, S. L. Semiatin // *Acta Mater.* 2011. V. 59. P. 4138–4150.
39. Zharebtsov S. Loss of coherency of the alpha/beta interface boundary in titanium alloys during deformation / S. Zharebtsov, G. Salishchev, S. L. Semiatin // *Phil. Mag. Letter.* 2010. V. 90, № 12. P. 903–914.
40. Кайбышев О. А. Микроструктурные изменения при термической обработке и горячей деформации титанового сплава ВТ9 с пластинчатой микроструктурой / О. А. Кайбышев, Р. Я. Лутфуллин, Г. А. Салищев // *ФММ.* 1985. Т. 59. № 3. С. 578–583.
41. Ari-Gur P. Evolution of microstructure, macrotexture and microtexture during hot rolling of Ti-6Al-4V / P. Ari-Gur, S. L. Semiatin // *Mater. Sci. Eng. A.* 1998. V. 257. P. 118–127.

42. Демаков С. Л. Влияние условий деформации прокаткой на формирование ультрамелкозернистой структуры в двухфазном титановом сплаве, подвергнутом интенсивной пластической деформации / С. Л. Демаков [и др.]. // ФММ. 2008. Т. 105. № 6. С. 638–646.
43. Салищев Г. А. Особенности механического поведения и эволюции структуры субмикрокристаллического титана в условиях холодной пластической деформации / Г. А. Салищев, С. Ю. Миронов, М. М. Мышляев // Вопросы материаловедения. 2002. Т. 1. № 29. С. 168–179
44. Zehetbauer M. Cold work hardening in stages IV and V of F.C.C. metals – I. Experiments and interpretation / M. Zehetbauer, V. Seumer // Acta Metall. Mater. 1993. V. 41. № 2. P. 577–588.
45. Zehetbauer M. Cold work hardening in stages IV and V of F.C.C. metals – II. Model fits and physical results / M. Zehetbauer // Acta Metall. Mater. 1993. V. 41. P. 589–599.
46. Якушина Е. Б. Влияние интенсивной пластической деформации на усталостные свойства длинномерных титановых прутков с ультрамелкозернистой структурой / Е. Б. Якушина, И. П. Семенова, Р. З. Валиев // КШП-ОМД. 2008. № 11 С. 34–39.
47. Колачев Б. А. Титановые сплавы разных стран: справочник / Б. А. Колачев, И. С. Полькин, В. Д. Талалаев М. : ВИЛС, 2000. 316 с.
48. Salishchev G. Changes in misorientations of grain boundaries in titanium during deformation / G. Salishchev, S. Mironov, S. Zhrebtsov, A. Belyakov // Mater. Charact. 2010. V. 61. P. 732–739.
49. Жеребцов С. В. Влияние субмикрокристаллической структуры на усталостную прочность титанового сплава ВТ6 / С. В. Жеребцов [и др.] // Перспективные материалы. 1999. №6. С. 16–23.
50. Салищев Г. А. Механические свойства титанового сплава ВТ6 с субмикрокристаллической структурой / Г. А. Салищев [и др.] // Металлы. 1999. № 6. С. 84–87.

51. Zharebtsov S. Mechanical properties of Ti-6Al-4V titanium alloy with submicrocrystalline structure / S. Zharebtsov, G. Salishchev, R. Galeyev, K. Maekawa // Mater. Trans. 2005. V. 46. P. 2020–2025.
52. Салищев Г. А. Исследование механических свойств титановых сплавов с субмикроструктурной структурой / Г. А. Салищев [и др.] // Титан. 2009. № 1. С. 20–25.
53. Малышева С. П. Механические свойства ультрамелкозернистого титанового сплава ВТ6 / С. П. Малышева, М. А. Мурзинова, С. В. Жеребцов, Г. А. Салищев // Перспективные материалы. 2011. Спец. выпуск № 12. С. 316–320.
54. . Zharebtsov S. Strength and ductility-related properties of ultrafine grained two-phase titanium alloy produced by warm multiaxial forging / S. Zharebtsov [et al.] // Mater. Sci. Eng. A. 2012. V. 536. P. 190–196.
55. Александров В. К. Полуфабрикаты из титановых сплавов / В. К. Александров, Н. Ф. Аношкин, Г. А. Бочвар, М. Я. Брун [и др.]. М. : Металлургия, 1979. 512 с.
56. Ильин А. А. Титановые сплавы. Состав, структура, свойства: справочник / А. А. Ильин, Б. А. Колачев, И. С. Полькин. М. : ВИС-МАТИ, 2009. 520 с.
57. Колачев Б. А. Титановые сплавы в конструкциях и производстве авиадвигателей и авиационно-космической технике: под ред. А. Г. Братухина / Б. А. Колачев, Ю. С. Елисеев, А. Г. Братухин, В. Д. Талалаев. М. : Изд-во МАИ, 2001. 416 с.
58. Колачев Б. А. Физико-механические свойства легких конструкционных сплавов / Б. А. Колачев, С. Я. Бецоффен, Л. А. Бунин, В. А. Володин. М. : Металлургия, 1995. 288 с.
59. Titanium: Science and Technology: Proc 5<sup>th</sup> Int. Conf. on Titanium, Munich, 1984. P. 2077.
60. Valiev R. Z. Nanostructured titanium for biomedical applications / R. Z. Valiev [et al.] // Adv. Eng. Mater. 2008. № 8. P. B15–B17.



61. Колобов Ю. Р. Технологии формирования структуры и свойств титановых сплавов для медицинских имплантатов с биоактивными покрытиями / Ю. Р. Колобов // Российские нанотехнологии. 2009. Т. 4. № 9–10. С. 19–31.

62. Салищев Г. А. Применение титановых сплавов с субмикрокристаллической структурой для изготовления деталей авиадвигателей / Г. А. Салищев [и др.] // Перспективные материалы. 2009. Спец. выпуск № 7. С. 280–285.

63. Salishchev G. A. Production of Ti-6Al-4V sheets for low temperature superplastic forming / G. A. Salishchev, O. R. Valiakhmetov, W. Beck, F. H. Froes // Mater. Sci. Forum. 2007. V. 551–552. P. 31–36.

64. Lutfullin R. Y. Processing properties of nano- and submicro-crystalline Ti-6Al-4V titanium alloy / R. Y. Lutfullin [et al.] // Mater. Sci. Eng. A. 2009. V. 503. P. 52–54.

## Глава 6. РАЗРАБОТКА НОВЫХ ИНТЕЛЛЕКТУАЛЬНЫХ МАТЕРИАЛОВ С ПАМЯТЬЮ ФОРМЫ И ТЕХНОЛОГИЙ ИХ ПОЛУЧЕНИЯ

**Ключевые слова:** мартенситные превращения, предмартенситные явления, электронная микроскопия, эффекты памяти формы, пластическая деформация, механические свойства.

### ***Основные термины и определения***

*Мартенситное превращение (martensitic transformation)* – бездиффузионное сдвиговое фазовое превращение.

*Термоупругость (thermoelasticity)* – явление термоупругого равновесия кристаллов мартенсита и аустенита.

*Эффекты памяти формы (shape memory effects)* – эффекты восстановления формы при циклическом изменении температуры, давления, магнитного поля и деформации.

### **6.1. Введение**

Создание новых материалов и технологий их производства всегда являлось одной из важных научных и прикладных задач физического материаловедения. Подавляющее большинство металлических и неметаллических материалов, предназначенных для различных сфер деятельности человека, используется в качестве конструкционных для изготовления различных деталей и оборудования общего и специального назначения. Другой группой материалов, назначение и применение которых в основном определяется их особыми и подчас уникальными физико-техническими характеристиками, являются так называемые функциональные материалы. К ним относятся различные материалы со специальными свойствами (электрическими, магнитными, температурно зависящими, химическими и др.) для техники, медицины, иных отраслей использования. Ярким представителем функциональных и одновременно конструкционных материалов являются металлические сплавы с мартенситными превращениями (МП) и эффектами памяти формы (ЭПФ) [1–11].

Важный этап в исследованиях природы и механизмов, кинетики и микроструктурных особенностей МП начался после опубликования в 1963–1968 гг. работ, в которых на сплавах никелида титана, близких к стехиометрическому  $\text{NiTi}$  и получивших название нитинол ( $\text{NiTiNOL}$ ), было обнаружено изменение длины образцов при охлаждении под нагрузкой [11]. Вначале это явление авторы связали с возможным изменением их химического и фазового состава. Однако затем было установлено, что обратимое изменение длины обусловлено термически или механически индуцированным прямым МП и обратным МП (при нагреве или после снятия нагрузки). Явления изменения формы за счет образования кристаллографически ориентированных кристаллов мартенсита и последующего восстановления формы при нагреве, обусловленного их обратимым превращением в аустенит, получили название эффектов памяти формы (ЭПФ). В преддверии МП были обнаружены предпереходные или предмартенситные явления (размягчение упругих модулей и фононных мод, особые наноструктурные состояния) [3–11]. В последние 25–30 лет самые разные сплавы, которые испытывают МП, были исследованы, прежде всего, структурными методами, в результате чего накоплены обширные данные, касающиеся различных аспектов МП.

Сплавы на основе никелида титана в этом классе материалов выделяет комплекс чрезвычайно важных характеристик: самые высокие прочностные и пластические свойства, уникальные эффекты термомеханической памяти (памяти формы и сверхупругости), высокая надежность, термомеханическая, механотермическая и термоциклическая долговечность, свариваемость, жаропрочность, коррозионная стойкость, биологическая совместимость и ряд других [4–10]. При этом принципиально важными являются сравнительная простота их химического состава и технологичность как металлургического процесса, так и последующих производственных переделов (в том числе обрабатываемость с целью получения проволоки, ленты, листа, сложных профилей и, что особенно важно, простота обработки на эффекты памяти формы). Эти обстоятельства делают незаменимыми сплавы никелида титана и обуславливают, в настоящее

время и в будущем, их широкое, а в ряде случаев, например, в медицине, в электронике и электротехнике, в авиации и космонавтике, на транспорте и в бытовой технике, исключительно практическое применение в качестве функционального материала нового поколения.

## **6.2. Типы мартенситных превращений, их обратимость**

Мартенситное превращение является одним из основных видов фазовых превращений в твердом состоянии (табл. 6.1). Оно происходит во многих металлических сплавах (на основе Ti, Mn, Fe, Co, Ni, Cu, Zr, Ag, In, Au, U, Pu и др.), в интерметаллических и металлокерамических соединениях, в полимерах. Основными кристаллоструктурными особенностями, объединяющими все МП в один класс, являются закономерный упорядоченный характер осуществляющих структурную перестройку перемещений атомов при сохранении их соседства, кооперативность и направленность таких перемещений в процессе перестройки кристаллической структуры аустенитной фазы в образующуюся мартенситную фазу и, как следствие, заметный макроскопический сдвиг и, например, появление рельефа на предварительно полированной поверхности. Обобщение экспериментальных результатов в свое время привело Г. В. Курдюмова к следующему определению мартенситного превращения: мартенситное превращение состоит в закономерной перестройке решетки, при которой атомы не обмениваются местами, а лишь смещаются друг относительно друга на расстояния, не превышающие межатомные. Данное определение отмечает главное, что выделяет МП среди фазовых превращений в твердом состоянии, и в то же время избегает излишней детализации механизма и особенностей самой кристаллоструктурной перестройки.

Закономерности перестройки при бездиффузионном МП вытекают из строгих кристаллогеометрических соотношений между атомно-кристаллическими решетками аустенитной и мартенситной фаз. Важными являются сведения о межфазной границе (или габитусной плоскости) кристаллов мартенсита и аустенита, удельных атомных объемов фаз  $\Delta V/V = (V_m - V_a) / V_a$ ,

направлении и величине макроскопического (однородного) сдвига, характере и величине неоднородных (перетасовочных) смещений атомов.

По кинетике возникновения мартенситной фазы все МП (в зависимости от температуры и времени) можно подразделить на два типа: атермические и изотермические. Необходимо также отметить, что был обнаружен ряд сплавов, в которых наблюдаются обе кинетики МП. Протекающее по атермической кинетике МП не зависит от скорости охлаждения в широком диапазоне ее изменения. При понижении температуры происходит увеличение количества мартенситной фазы, а при постоянной температуре превращение быстро исчерпывается. Атермическое МП имеет четко определяемые критические температуры начала и конца прямого ( $M_s$ ,  $M_f$ ) и обратного ( $A_s$ ,  $A_f$ ) переходов и характеризуется некоторым температурным гистерезисом  $\Delta T$ . Величина гистерезиса  $\Delta T$  при атермическом МП может колебаться от нескольких сотен градусов, например, в сталях и сплавах на основе железа, до нескольких единиц градусов, например, в сплавах на основе цветных и благородных металлов [5].

Таблица 6.1

## Классификация сплавов, испытывающих мартенситные превращения

Сплав	Состав	Темп. инт. МП	$\Delta T$ , °C	Структура А/М	Ат.упор.	$\Delta V/V$ , %	c/a
Fe-Ni	20...35 ат. % Ni	-150...+500	400...500	ГЦК/ОЦК	нет, A1	+2...+4	—
Fe-Mn	5...15 ат. % Mn	-150...+500	400...500	ГЦК/ОЦК	нет, A1	+2...+4	
Fe-Mn	10...30 ат. % Mn	-150...+100	20...100	ГЦК/ГПУ/ОЦК	нет, A1	-0,3...-1,0	
Fe-Ni-Ci-Ti	$\gamma/\gamma'$	широкий	100...200	ГЦК/ОЦТ	нет, A1	+2,0	0,97
Fe-Mn-Si-V-C	$\gamma/VC$	широкий	100...200	ГЦК/ГПУ	нет, A1	+1,0	
Fe-Pt	22...26 ат. % Pt	-150...+100	50...150	ГЦК/ГЦТ/ОЦТ	да, L1 <sub>2</sub>	+0,05	0,97
Fe-Pd	27...34 ат. % Pd	-150...+100	50...150	ГЦК/ГЦТ/ОЦТ	да, L1 <sub>0</sub>	+0,05	0,92
Mn-Cu	15...25 ат. % Cu	-150...+150	~ 10	ГЦК/ГЦТ	нет, A1	+0,02	{0,97...1,03}
Mn-Ni	10...25 ат. % Ni	-150...+100	~ 10	ГЦК/ГЦТ	нет, A1	+0,02	
In-Tl	18...23 ат. % Tl	-150...+100	2...4	ГЦК/ГЦТ	нет, A1	+0,02	1,03
In-Cd	2...4 ат. % Cd	-150...+100	2...4	ГЦК/ГЦТ	нет, A1	+0,03	1,05
Au-Cd	45...50 ат. % Cd	-150...+100	10...15	ОЦК/ГЦР(B19)	да, B2	-0,2...-0,4	c/a, b/a
Cu-Zn(Me)	38...40 ат. % Zn	-150...+100	10...20	ОЦК/ГЦР	да, B2	-0,5	—<—
Cu-Sn	~ 15 ат. % Sn	-150...+50	10...20	ОЦК/ГЦР	да, DO <sub>3</sub>	-0,5	—<—
Cu-Al-Me	14...15 ат. % Al	-150...+50	10...20	ОЦК/М	да, DO <sub>3</sub>	-0,3	—<—
Cu-Au-Zn	23...28 ат. % Au	-150...+50	10...15	ОЦК/9R	да, L2 <sub>1</sub>	-0,5	—<—
Ni-Al(Me)	36...38 ат. % Al	-150...+100	10...20	ОЦК/ГЦТ	да, B2	-0,2...-0,4	0,94
Ni-Mn(Me)	49...54 ат. % Ni	-150...+100	10...20	ОЦК/ГЦТ	да, B2, L2 <sub>1</sub>	-0,2...-0,6	0,90
Ti-Ni	49...52 ат. % Ni	-150...+100	10...50	ОЦК/Р/М	да, B2	-0,02...-0,05	c/a, b/a
Ti-Ni(Me)	Me = Al, Mn, Fe, Co...	-150...+100	10...50	ОЦК/Р/М	да, B2	-0,02...-0,05	
Ti-Ni(Me)	Me = Cu, Pd, Pt, Au...	-150...+900	10...50	ОЦК/ГЦР/М	да, B2	-0,02...-0,05	

В сплавах, испытывающих атермические МП с большими объемным изменением  $\Delta V/V$  и гистерезисом  $\Delta T$ , мартенситные кристаллы быстро достигают своих конечных размеров при охлаждении ниже  $M_s$ , и дальнейшее превращение, которое часто растягивается на значительный интервал температур, происходит путем образования и роста новых кристаллов мартенсита. В сталях МП часто не доходит до конца, и тогда может частично сохраняться так называемый остаточный аустенит [1; 2].

При прямом МП с большим  $\Delta V/V$  образуются высокодефектные кристаллы мартенсита (с высокой плотностью дислокаций, нанодвойников и дефектов упаковки). В результате обратного МП ревертированная аустенитная фаза может наследовать высокую плотность дефектов, и ее исходное состояние (имевшееся до превращения) не полностью восстанавливается. Это явление в сталях известно как фазовый наклеп [1; 2]. Образование аустенита происходит при значительном превышении температуры фазового равновесия  $T_0$ , и не столько путем обратного перемещения межфазных границ кристаллов аустенита в сторону мартенситной фазы, сколько посредством возникновения в мартенсите, как правило, на межкристаллитных границах и субграницах, кристаллов аустенитной фазы и их последующего, часто диффузионно-контролируемого, роста при нагреве. Оба механизма могут осуществляться одновременно и конкурентно. Такой процесс часто наблюдается при обратном превращении в сталях и титановых сплавах при повышенных температурах.

Сплавы с изотермической кинетикой МП можно переохладить в аустенитном состоянии до температур, меньших обычно реализуемой  $M_s$ . Последующая выдержка при определенной температуре или ее повышение инициируют МП. Такой тип кинетики был обнаружен в сплавах на основе железа, а затем и в сплавах цветных металлов. Изотермическое МП при постоянной температуре может протекать во времени от нескольких минут до десятков и сотен часов [1]. Кристаллы изотермического мартенсита в целом имеют подобную атермическому мартенситу субструктуру и морфологию, хотя и более дисперсную и несовершенную. Все основные признаки МП для них сохраняются. Нагрев в



интервал температур  $A_s-A_f$  вызывает обратное МП: ревертированным аустени-  
том наследуются дефекты структуры, и прежде всего, дислокации и отдельные  
двойники.

В ряде материалов кристаллы мартенсита и матричная аустенитная фаза  
могут находиться в термоупругом равновесии [16]. Атермическое термоупругое  
МП (ТМП) характеризуется достаточно малыми  $\Delta V/V$  и  $\Delta T$ . Его наиболее  
существенными чертами являются специфические характер и подвижность  
межфазных границ мартенситных кристаллов, определяемые их высокой кри-  
сталлоструктурной сопряженностью (решеточной когерентностью) с исходной  
фазой, и, как следствие, существенное накопление упругой энергии в процессе  
прямого ТМП. При термоупругом равновесии между аустенитной и мартенсит-  
ной фазами практически выполняется условие баланса между химической дви-  
жущей силой и возникающей при МП упругой энергией:

$$\Delta g_{\text{хим}} + \Delta g_{\text{упр}} = 0. \quad (6.1)$$

Химическая движущая сила практически постоянна по всему химически  
однородному материалу, а распределение запасенной энергии упругих  
напряжений (упругой энергии) в превращающемся материале существенно  
неоднородно. Если аккомодация полей упругих напряжений при образовании  
мартенситных кристаллов будет сопровождаться значительной пластической  
деформацией, происходящей путем образования и перераспределения вакан-  
сий, дислокаций, двойников и их скоплений, то это нарушит баланс химиче-  
ской и упругой энергий в общем изменении энергии (что тогда может быть  
учтено в (6.1) существенным добавочным неупругим вкладом). Этот механизм  
релаксации напряжений вызывает снижение подвижности межфазной границы  
и препятствует ее легкому обратимому перемещению при изменении темпера-  
туры. В результате как прямое, так и обратное МП могут перестать быть термо-  
упругими и будут происходить по другому, конкурирующему механизму  
гетерогенного зарождения и последующего роста кристаллитов аустенита раз-  
личных ориентаций внутри мартенситной фазы. Преждевременное возникнове-  
ние дислокаций при МП может быть предотвращено, например, упрочнением

исходного аустенита за счет атомного упорядочения или дисперсионного твердения. Считают, что отсутствие при МП аккомодации посредством развитой пластической деформации является необходимым и достаточным условием для реализации термоупругого механизма (или термоупругости).

При ТМП за счет изменения температуры межфазные границы легко перемещаются, в том числе фронтальным или боковым ростом, как в сторону исходной фазы при охлаждении, так и мартенситной при нагреве. Прекращение охлаждения или нагрева приводит к остановке движения границы и, соответственно, роста или уменьшения кристалла. Однако достаточно небольшого, в несколько градусов, изменения температуры для того, чтобы граница вновь начала двигаться. Макроскопическая подвижность межфазных границ кристаллов в целом обусловлена их высокой когерентностью, запасаемой при прямом ТМП упругой энергией и, как правило, низкими упругими модулями. Также ведут себя термоупругие кристаллы мартенсита под влиянием внешних приложенных напряжений или магнитного поля: под нагрузкой кристаллы растут, при ее снятии – уменьшают свои размеры и полностью исчезают. Поэтому данный механизм лежит в основе механически индуцируемых и магнитноиндуцируемых ТМП. Реально, на атомном и субмикроскопическом уровнях и в случае ТМП, всегда имеется хотя и высокая, но только частичная межфазная когерентность. Между кристаллами исходной и мартенситной фаз с различными удельными атомными объемами не могут формироваться полностью когерентные границы, так как в этих фазах не существует сопрягающихся границ плоскостей, для которых межплоскостные расстояния были бы равны. Только в последнем случае (и в том числе при двойниковании) можно говорить о полной «идеальной» сопряженности или когерентности решеток на границе раздела двух фаз.

Изменение структурного состояния исходной аустенитной фазы может привести к существенному уменьшению температурного гистерезиса и появлению некоторой «наведенной» термоупругости. В сплавах с атомноупорядоченным аустенитом или с дисперсными частицами при охлаждении за счет эффек-

та наследования возникает мартенситная  $\alpha'$ -фаза с высокой степенью тетрагональности кристаллической решетки ( $c/a$  достигает значений 1,12...1,17), как следствие, значительно уменьшаются гистерезис  $\Delta T$  и  $\Delta V/V$  при  $\gamma - \alpha'$  МП. Полагают, что повышенная тетрагональность решетки мартенсита улучшает адаптивные условия для сохранения когерентности между образующейся аустенитной и тонкодвойникованной мартенситной фазами и тем самым обеспечивает более высокую подвижность межфазных границ. При увеличении размера выделившихся частиц, когда они теряют когерентность с матрицей, а также при атомном разупорядочении аустенита или мартенсита, кристаллическая решетка мартенсита вновь становится ОЦК, а гистерезис теперь уже вновь нетермоупругого МП возрастает до исходного, предшествовавшего старению или упорядочению значения.

Кристаллы термоупругого мартенсита содержат особые структурные дефекты в виде когерентных нанодвойников и дефектов упаковки, возникающие как результат неоднородного сдвига, обусловленного как, собственно, самим деформационным механизмом МП, так и упруго-пластической аккомодационной релаксацией появляющихся напряжений. Интересно, что они практически полностью обратимо аннигилируют при обратном переходе мартенсита в аустенитную фазу, а наследуемые ревертированным аустенитом дислокации и двойники даже обеспечивают эффект «тренировки», повышая обратимость МП.

Обратимость МП, под которой следует понимать физическую и кристаллоструктурную обратимость фазового превращения, первоначально происходящего при охлаждении или при приложении внешних напряжений, при последующих нагреве или снятии напряжений, является одной из важных характеристик, играющих основную роль в ЭПФ. Может происходить как полное, так и неполное восстановление начального (предшествовавшего МП) структурного состояния ревертированной высокотемпературной аустенитной фазы (в случае ТМП). При этом аустенит заметно отличают микроструктурные особенности, возникшие в результате прямого наследования от мартенсита или в процессе

обратного перехода при нагреве (новые зерна, включения второй фазы, дефекты упаковки, двойники, дислокации, поры, вакансии и др.).

### 6.3. Модели перестройки кристаллических структур при МП

При МП кристаллическая структура аустенитной фазы ниже температуры  $M_s$  претерпевает сдвиговую перестройку в структуру мартенситной фазы. Как правило, термоупругий мартенсит обладает структурой более низкой симметрии, чем аустенит. Если аустенит имеет атомноупорядоченную структуру, то очевидно, и мартенсит будет атомноупорядоченным.

В бинарных и многокомпонентных  $\beta$ -сплавах меди, серебра, золота, никеля и титана, в зависимости от основного химического состава и концентрации дополнительных легирующих элементов, имеет место атомное упорядочение кубической кристаллической решетки по трем основным вариантам: структурный тип  $DO_3$  (обозначение фазы  $\beta_1$ , стехиометрический состав определяется формулой  $A_3B$ ); тип  $B2$  (обозначение фазы  $\beta_2$ , состав определяется формулой  $AB$ ); тип  $L2_1$  (обозначение – фаза Гейслера или  $\beta_3$ , состав  $A_2BC$ ). ОЦК-решетка неупорядоченных  $\beta$ -фаз и атомноупорядоченных по  $B2$  типу  $\beta_2$ -фаз содержит 2 атома в элементарной ячейке ( $a \sim 0,3$  нм). Решетка упорядоченных  $\beta_1$  и  $\beta_3$ -фаз содержит 16 атомов и имеет удвоенный параметр ( $a \approx 0,6$  нм) по сравнению с решеткой  $\beta_2$  или неупорядоченной  $\beta$ -фазой.

При ТМП в сплавах с исходной  $\beta$ -фазой образуются плотноупакованные фазы с орторомбической плотноупакованной (ОПУ-тип)  $\beta'$ - или гексагональной плотноупакованной (ГПУ-тип)  $\gamma'$ -решеткой. Структуры этих фаз различаются механизмом образования, типом дальнего атомного порядка, количеством плотноупакованных слоев в решетке относительно некоторой оси  $c$ , величиной макросдвига и видом неоднородных атомных смещений, которые приводят к различиям в тонкой субструктуре мартенситных кристаллов. В мартенситной фазе базисной плоскостью  $(001)_m$  становится одна из плотноупакованных плоскостей типа  $\{110\}$  исходной ОЦК-фазы, а ориентационные соотношения (о. с.)

при 24 вариантах кристаллографически эквивалентных ориентировок близки к Бейновским.

Мартенситные  $\beta'$ -фазы в атомнонеупорядоченных сплавах имеют упаковку  $3R$ . Мартенсит  $\beta'_2$  в  $B2$ -сплавах обозначается как  $9R$ . В элементарной ячейке  $\beta'_2$ -фазы перпендикулярно направлению  $[001]_M$  расположено не 3, а 9 слоев в конфигурации  $ABCBCACAB$ . С учетом упорядочения аустенита по типу  $DO_3$  в ячейке  $\beta'_1$ -мартенситной фазы определяется 18 атомных слоев ( $18R$ ).

Мартенситные фазы типа  $\gamma'$  имеют гексагональную двухслойную (относительно направления  $[001]_M$ ) упаковку  $2H$  или  $AB$ . В некоторых сплавах возможны также упаковки  $4H$  или  $ABCB$  (соответственно, 4 плотноупакованных слоя) и др. Кристаллическая структура мартенсита в сплавах, легированных различными химическими элементами, зависит от их концентрации. В табл. 6.2 представлены параметры орторомбических и моноклинных кристаллических решеток ряда типичных мартенситных фаз, образующихся в сплавах меди и золота и, для сравнения – в  $B2$ -сплавах Ni-Al. В таблице 6.2 использована также другая система описания структуры фаз, возникающих в сплавах с  $B2$  и  $DO_3$ , – сверхструктурами ( $2M$ ,  $6M$ ,  $14M$ ).

В бинарных сплавах никелида титана Ti-Ni мартенситное превращение происходит в узкой области концентраций вблизи эквиатомного (50 ат. %) состава. Высокотемпературная  $\beta_2$ -фаза имеет ОЦК  $B2$ -решетку с параметром  $a \approx 0,3$  нм [5–8]. Ниже  $\sim 80$  °С  $\beta_2$ -фаза сплавов Ti-Ni превращается в мартенситную фазу. Мартенсит в бинарных и малолегированных сплавах TiNi имеет моноклинную структуру, обозначаемую как  $B19'$ , с параметрами решетки, близкими:  $a = 0,289$  нм,  $b = 0,462$  нм,  $c = 0,412$  нм,  $\beta = 97^\circ$  [5–8]. В квазибинарных сплавах TiNi-TiMe (Me = Cu, Pd, Pt, Au) в широком интервале температур, вплоть до 1000 °С, появляется также орторомбический  $B19$ -мартенсит [6–8].

Таблица 6.2

Обозначения и параметры кристаллической структуры типичных термоупругих мартенситных фаз в цветных сплавах

Тип мартенсита / тип аустенита	Параметры решетки, нм	Сплав / структурный тип	Параметры решетки, нм
$2O / DO_3$	$a = 0,43896$	Cu-Al-Ni /	$a = 0,43896$
	$b = 0,53424$	$\gamma_1'$ -2H	$b = 0,53427$
	$c = 0,42244$		$c = 0,42244$
$2O / B2$	$a = 0,4859$	Au-Cd /	$a = 0,4859$
	$b = 0,3151$	$\gamma_2'$ -2H	$b = 0,3151$
	$c = 0,4766$		$c = 0,4766$
$2M / DO_3$	$a = 0,4503$	Cu-Al-Ni /	$a = 0,4503$
	$b = 0,5239$	$\alpha_1'$ -6R	$b = 0,5239$
	$c = 0,4500$		$c = 1,277$
	$\beta = 108,8^\circ$		$\beta = 89,3^\circ$
$2M / B2$	$a = 0,418$	Ni-Al /	$a = 0,418$
	$b = 0,271$	3R	$b = 0,271$
	$c = 0,418$		$c = 0,628$
	$\beta = 99,2^\circ$		$\beta = 80,0^\circ$
$6M / DO_3$	$a = 0,4430$	Cu-Al-Ni /	$a = 0,4430$
	$b = 0,5330$	$\beta_1'$ -18R	$b = 0,5330$
	$c = 1,279$		$c = 3,819$
	$\beta = 95,6^\circ$		$\beta = 89,0^\circ$
$6M / B2$	$a = 0,4412$	Cu-Zn /	$a = 0,4412$
	$b = 0,2678$	$\beta_2''$ -9R	$b = 0,2678$
	$c = 1,283$		$c = 1,919$
	$\beta = 94,9^\circ$		$\beta = 88,4^\circ$
$14M / B2$	$a = 0,4172$	Ni-Al /	$a = 0,4172$
	$b = 0,2690$	7R	$b = 0,2690$
	$c = 2,888$		$c = 1,4450$
	$\beta = 93,9^\circ$		$\beta = 85,6^\circ$

Железо с никелем и рядом других химических элементов образует твердые растворы. При охлаждении высокотемпературная ГЦК  $\gamma$ -фаза (структурный тип  $A1$ ,  $a \approx 0,36$  нм) в легированных сплавах может испытывать МП в ОЦК  $\alpha$ -фазу ( $A2$ ,  $a \approx 0,29$  нм). При нагреве происходит полное обратное  $\alpha \rightarrow \gamma$  превращение, температурный интервал и механизмы которого зависят от концентрации легирующих элементов. Так,  $\Delta T$  может достигать 350...400 °С для Fe-30% Ni [1; 2; 5; 7]. В сплавах Fe-Mn и Fe-Mn-Me (Me = Cr, Ni, Co, Si, C) МП происходят иначе. Исходный ГЦК твердый раствор в этих сплавах (структурный тип  $A1$ ,  $a \approx 0,36$  нм) при охлаждении в зависимости от концентрации Mn превращается

в ОЦК  $\alpha$ -фазу ( $a \approx 0,29$  нм), в ГПУ  $\epsilon$ -фазу (тип A3,  $a \approx 0,253$  нм,  $c \approx 0,412$  нм,  $c/a = 1,62$ ) или их смесь.

Как известно, для конкретных МП в определенных металлах и сплавах был предложен ряд кристаллогеометрических схем их перестройки. Первой появилась модель Бейна трансформации  $\gamma$ -решетки в  $\alpha$ -решетку [1; 2]. В ней вместо ГЦК за базисную выбирается ОЦТ решетка с отношением осей  $c/a = \sqrt{2}/1 = 1,41$ . Для получения ОЦК (или ОЦТ) структуры с параметрами решетки, отвечающими реальным, необходимо произвести определенное сжатие вдоль оси  $c$   $\langle 001 \rangle$  и расширение вдоль осей  $a$   $\langle 100 \rangle$  и  $\langle 010 \rangle$ . Перестройка по такой схеме должна приводить к о. с.:

$$\{001\}_{\gamma} // \{001\}_{\alpha}, \langle 110 \rangle_{\gamma} // \langle 100 \rangle_{\alpha}. \quad (6.2)$$

Как уже отмечалось, о. с. решеток аустенита и термоупругих мартенситных фаз близки к Бейновским. Однако в рентгеновских исследованиях сталей и сплавов железа с нетермоупругими МП были установлены иные о.с. и габитусные плоскости по сравнению с предполагаемыми в модели Бейна. Поэтому в феноменологических кристаллографических теориях МП для сталей и сплавов железа деформация Бейна дополняется последующим поворотом как целого всей решетки [1; 2]. Кроме того, по схеме Бейна из каждого кристалла исходной кубической фазы должны возникать кристаллы кубического мартенсита лишь трех ориентировок, а в сталях были обнаружены 24 или 12 ориентировок.

Для сталей были предложены другие схемы перестройки решеток, отвечающие эксперименту. Взаимная ориентация между  $\gamma$ - и  $\alpha$ -фазами, известная как о. с. Курдюмова-Закса, обнаружена для МП в стали Fe-1,4 мас. % С:

$$\{111\}_{\gamma} // \{110\}_{\alpha}, \langle 1\bar{1}0 \rangle_{\gamma} // \langle 1\bar{1}1 \rangle_{\alpha}. \quad (6.3)$$

На монокристаллах сплава Fe-30 мас. % Ni были установлены несколько иные о. с. между исходной и мартенситной фазами:

$$\{111\}_{\gamma} // \{110\}_{\alpha}, \langle \bar{2}11 \rangle_{\gamma} // \langle 1\bar{1}0 \rangle_{\alpha}, \quad (6.4)$$

названные соотношением Нишиямы. Таких ориентировок может быть только 12. Бюргерсом была предложена схема мартенситной перестройки атомноупорядоченной ОЦК  $\beta_1$ -фазы в упорядоченную гексагональную  $\gamma'$ -фазу в сплаве

Cu-Al [11]. При такой схеме перестройки имеют место последовательность упаковки  $AB$  и 12 вариантов о. с. в согласии с экспериментом и для  $\beta$  (ОЦК), и  $\alpha$  (ГПУ) фаз в титановых и циркониевых сплавах:

$$\{110\}_{\beta} // (001)_{\alpha}, <111>_{\beta} // [100]_{\alpha}. \quad (6.5)$$

В результате однонаправленного смещения атомов при мартенситперестройке структуры на полированной поверхности образца появляется рельеф, что свидетельствует об изменении макроскопических размеров образца. Высота рельефа определяется кристаллоструктурным механизмом перестройки для каждого конкретного сплава и в значительной степени зависит от типа кристаллических структур исходной и образующейся фаз. Возникновение рельефа в результате образования мартенсита при охлаждении является одной из главных характеристик, определяющих мартенситный механизм перестройки, как и исчезновение рельефа при обратном переходе в процессе нагрева.

Таким образом, можно заключить, что МП является деформационным процессом, поскольку при этом закономерно изменяются макроскопические размеры и субструктура материала, и его следует рассматривать как еще один особый вид деформации – деформацию по мартенситному механизму. Как самостоятельный, он тем более имеет смысл, поскольку кристаллиты мартенситной фазы всегда содержат вполне определенные дефекты: дислокации, их скопления, линии скольжения, ячеистую структуру, тонкие нанодвойники, дефекты упаковки, вакансии, их различные комбинации. Доминирующий вид возникающей дефектной структуры, особенности которой коррелируют с типом МП (атермическим термоупругим или нетермоупругим, изотермическим), определяется механизмом и структурными параметрами перестройки и, соответственно, химическим составом сплавов.

#### **6.4. Морфологические и микроструктурные особенности мартенсита как результат аккомодации напряжений**

Выполненные микроструктурными методами исследования морфологических особенностей кристаллов мартенсита в различных металлах и сплавах свидетельствуют об их большом разнообразии. Среди основных форм кристаллов



можно выделить следующие: реечные, пластинчатые, клиновидные, копьевидные, разное сочетание которых (пакетное, пакетно-пирамидальное, фермообразное или иное) обеспечивает определенную аккомодацию возникающих при данном фазовом превращении напряжений. На особенности образующихся при охлаждении мартенситных кристаллов большое влияние могут оказывать состав сплава, тип МП, температура, скорость охлаждения, размер зерна исходной аустенитной фазы (например, в монокристаллах возможно ТМП с образованием монокристалла мартенсита), величина приложенных или возникающих при МП напряжений.

При росте мартенситного кристалла аустенитная фаза будет ему препятствовать, а по мере увеличения размеров повышается упругая энергия системы, что может привести к прекращению роста данного кристалла. Для дальнейшего увеличения размеров кристаллов необходимо дополнительное охлаждение. Накопление упругой энергии влияет также и на их форму.

ТМП всегда происходит путем формирования иерархии самоаккомодирующих групп мартенситных пластин (до 6 в одном зерне исходной фазы), состоящих из четырех ориентационных вариантов, а в сумме получается 24 кристаллографических варианта мартенситных пластин [11]. Границы между отдельными пластинами в группе могут иметь обычную габитусную ориентировку, то есть такую же, как между мартенситной и аустенитной фазой, и двойниковые ориентировки (между соседними пластинами). При сопряжении по габитусной плоскости происходит сдвиг, который в двух соседних пластинах направлен неточно в противоположных направлениях, что приводит к некоторой результирующей деформации. Ее можно скомпенсировать за счет появления по соседству другой аналогичной пары пластин. В результате такого процесса образуется упруго самоаккомодированная система мартенситных пластин, что обеспечивает эффективное термоупругое равновесие и является более предпочтительным процессом, чем рост отдельных мартенситных кристаллов на начальной стадии ТМП. Важно, что когерентные границы между отдельными пластинами в группе мобильны, обладая низкой энергией, и это при формиро-

вании такой самоаккомодированной группы обеспечивает ее термоупругое или механоупругое поведение.

Метод электронной микроскопии *in situ* позволяет исследовать самые ранние стадии возникновения мартенситных кристаллов. Оказалось, что наряду с появлением первых тонких пластин кристаллов мартенсита, ровные межфазные границы которых обычно значительно более медленно перемещаются боковым ростом в одну или другую сторону при изменении температуры или уровня напряжений, можно наблюдать и процесс формирования пакетной иерархии кристаллов мартенсита, при котором сначала возникают отдельные тонкие ( $\sim 0,2$  мкм) пластинчатые кристаллы мартенсита, разделенные участками исходной аустенитной фазы, которые превращаются, как правило, в двойникованный мартенсит с некоторым запаздыванием, например, при последующем охлаждении. Процесс «заполнения» промежутков исходной фазы продолжается до тех пор, пока весь сплав не испытает МП. В результате образуются пакеты двойникованных мартенситных кристаллов. По сути, данный механизм уже обеспечивает минимальный уровень возникающих при превращении напряжений, и таким образом, еще на начальных стадиях МП происходит самоаккомодация путем попарного двойникования кристаллов мартенсита, продолжающаяся вплоть до полного образования их пакетов.

Механизм образования самоаккомодирующих групп требует выполнения трех условий для их возникновения: кристаллогеометрического (за счет появления более чем двух вариантов мартенситных пластин); макроскопического (условия минимума деформации формы); микроскопического (или кристаллографического), определяющего необходимые плоскости стыковки между вариантами. Эти критерии приводят к появлению 16 групп ориентировок треугольных образований вокруг каждого полюса  $\{100\}_{B2}$  и возникновению 48 комбинаций таких образований, что было подтверждено наблюдениями. В целом, описанные особенности и принципы формирования морфологии кристаллов присущи ТМП во всех материалах.

В сталях и сплавах на основе железа, как это установлено во многих микроструктурных работах, та или иная форма нетермоупругих мартенситных кристаллов и их образований в значительной степени определяется химическим составом (концентрацией углерода, никеля, марганца и других легирующих добавок), температурой МП и скоростью охлаждения (и МП), энергией дефектов упаковки. Обнаружены следующие морфологические виды: рейки, тонкие и широкие пластины, клино- и линзообразные кристаллы [1; 2; 11]. В процессе МП могут возникать различные комбинации  $\alpha$ -мартенситных кристаллов: группы параллельных пластин или реек, фермы, ленто- или зигзагообразные сочленения (молнии). Часто нельзя установить строгие различия между морфологическими видами – их определение, в основном, базируется на микроскопических особенностях.

Некоторые отличия морфологии мартенсита наблюдаются в нержавеющей хромоникелевых и марганцевых сталях, что связано с особенностями их механизмов МП и низкой энергией дефектов упаковки. В них, в зависимости от содержания хрома или марганца, мартенситная  $\alpha$ -фаза возникает в виде пластин или реек,  $\varepsilon$ -фаза – в виде пластин, а  $\alpha$ -фаза образуется как внутри  $\varepsilon$ -пластин, так и на их пересечении или между ними.

Внутренняя структура кристаллов мартенсита, как правило, содержит дефекты. Их появление обусловлено самим механизмом МП. Природа и тип дефектов установлены методами просвечивающей электронной микроскопии. Вид субструктуры определяется типом МП (термоупругое, нетермоупругое атермическое или изотермическое), его объемным эффектом  $\Delta V/V$ , механизмом перестройки, интервалом температур, в котором оно происходит, механическими свойствами (упругими, прочностными и пластическими) исходной и мартенситной фаз, контролирующими способы, механизмы и скорость релаксации напряжений, что также влияет на конечную субструктуру мартенсита. В кристаллах термоупругого мартенсита могут образовываться следующие виды дефектов: тонкие нанодвойники, дефекты упаковки (ДУ), антифазные границы (АФГ), если мартенситная фаза возникает из упорядоченной фазы аустенита.

В сплавах железа при охлаждении возникает несколько морфологических типов нетермоупругих мартенситных кристаллов, которые различаются тонкой субструктурой. В реечном мартенсите наблюдается высокая плотность дислокаций. В мартенсите, образовавшемся в форме линз и пластин, происходит преобразование от смешанной субструктуры (состоящей из дислокаций и тонких двойников в средней части кристаллов) к преимущественно двойниковой. Однако нетермоупругий мартенсит не может быть только двойникован. Двойники в мартенсите образуются по системе  $\{112\}\langle 11\bar{1}\rangle_{\alpha}$ . Наблюдающиеся на периферии кристалла мартенсита дислокации являются винтовыми и также принадлежат к системе  $\{112\}\langle 11\bar{1}\rangle_{\alpha}$ . Кроме тонких двойников («двойников превращения»), в мартенсите наблюдаются и широкие, так называемые «деформационные двойники» по той же системе двойникования  $\{112\}\langle 11\bar{1}\rangle_{\alpha}$ . Полагают, что деформационные двойники образуются вследствие релаксации напряжений, возникающих при МП. В мартенсите сплава Fe-31,5%Ni обнаружено два типа дислокаций с различными векторами Бюргерса. Вектор Бюргерса дислокаций первого типа совпадает с направлением двойникования в средней области кристалла, и эти дислокации, по-видимому, генерируются двойниками превращения. Другой тип дислокаций возникает только в периферийной части кристалла, возможно, в результате пластической релаксации напряжений на межфазной границе. В остаточном аустените при МП плотность дислокаций повышается до  $10^9 \dots 10^{10} \text{ см}^{-2}$ , а в ревертированном, после обратного превращения, она достигает  $10^{11} \text{ см}^{-2}$  и наблюдаются сложные дислокационные сплетения. В мартенсите сплавов Fe-Mn и Fe-Mn-Si в  $\varepsilon$ -фазе образуются ДУ, а в  $\alpha$ -фазе – дислокации и нанодвойники.

### 6.5. Предмартенситные явления

Внимание к сплавам, способным испытывать ТМП, обусловлено не только их исключительными физическими свойствами в мартенситном состоянии, но и особым характером изменений свойств в предпереходной области. В них, в области температур и химических составов, предшествующей началу ТМП, наряду с уникальным механическим поведением (памятью формы, сверхупру-

гостью, сверхпластичностью, демпфированием), были обнаружены аномалии целого ряда других физических свойств: электронных (удельной теплоемкости, магнитной восприимчивости, электросопротивления, оптических свойств) и решеточных (проявляющихся в размягчении модулей упругости, внутреннем трении, поведении дифракционных эффектов: брэгговских отражений и диффузного рассеяния, твидового контраста на электронно-микроскопических изображениях, упругого и неупругого рассеяния нейтронов и т. д.) [4–11].

#### 6.5.1. Измерения упругих свойств сплавов

Упругий характер деформации твердых тел определяется сопротивлением сил межатомного взаимодействия их взаимному удалению, сближению или сдвигу. В области упругих деформаций поведение изотропного поликристаллического твердого тела характеризуется модулями нормальной упругости  $E$ , сдвига  $G$ , объемного сжатия  $K$  и коэффициентом Пуассона  $\mu$ , связанными между собой соотношениями:

$$E = 2G(1 + \mu) = 3K(1 - 2\mu).$$

Многочисленные измерения на поликристаллах метастабильных сплавов показывают, что при температурах выше точки начала мартенситного перехода  $M_s$  модули  $E$  и  $G$  имеют, как правило, небольшие значения и с понижением температуры испытывают аномальное уменьшение вплоть до  $M_s$ , а затем некоторый рост (см. рис. 6.1). Измерения на поликристаллических образцах позволяют установить лишь общую тенденцию изменения упругих свойств аустенита или мартенсита сплавов в предмартенситном или, соответственно, предаустенитном состоянии. Информацию о конкретных кристаллографических системах в кристаллической решетке, по которым уменьшается сопротивление упругим деформациям, как продольным, так и сдвиговым, можно получить при определении модулей упругости на монокристаллах. Модули сдвига кубического кристалла  $C_{44}$ ,  $C'' = \frac{1}{2}(C_{11} - C_{12})$ ,  $C_s = \frac{1}{3}(C_{44} + 2C'')$  являются мерой сопротивления решетки упругим сдвиговым деформациям типа  $\{100\}\langle 010\rangle$ ,  $\{110\}\langle 1\bar{1}0\rangle$  и  $\{112\}\langle 11\bar{1}\rangle$  соответственно. Сопротивление продольным упругим деформа-

циям вдоль  $\langle 100 \rangle$ ,  $\langle 110 \rangle$  и  $\langle 111 \rangle$  описывается модулями  $C_{11}$ ,  $\frac{1}{2}(C_{11} + C_{12} + 2C_{44})$ ,  $\frac{1}{3}(C_{11} + 2C_{12} + 4C_{44})$  соответственно.

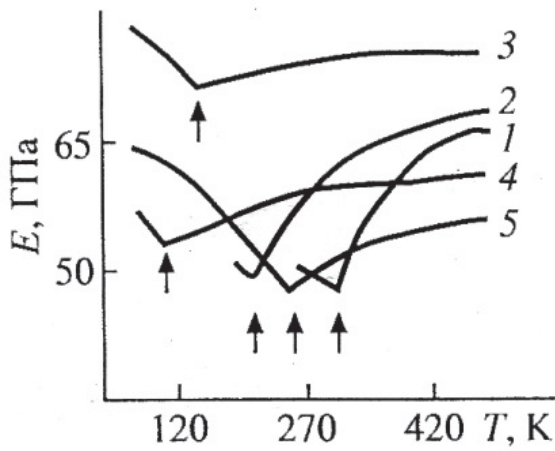


Рис. 6.1. Модуль нормальной упругости  $E$  сплавов титана и никелида титана от температуры [8] 1-Ti<sub>50</sub>Ni<sub>50</sub>, 2-Ti<sub>49</sub>Ni<sub>51</sub>, 3-Ti-10V-5Al, 4-Ti-15V-10Al, 5-Ti-7Cr-10Al, стрелкой показаны  $M_s$

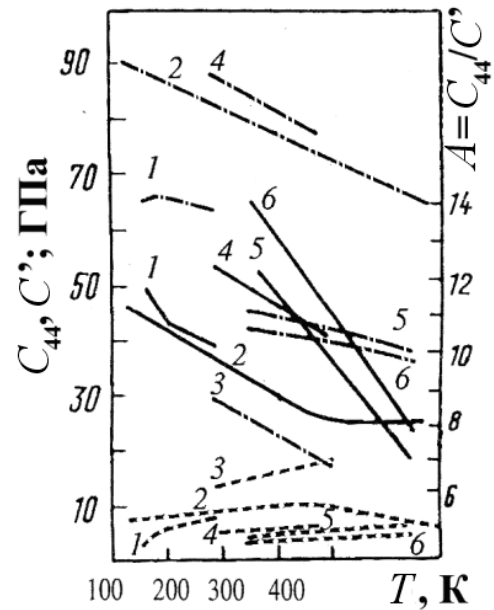


Рис. 6.2. Модули упругости  $C_{44}$  (штрих-пунктирные линии),  $C'$  (штриховые) и параметра упругой анизотропии  $A$  (сплошные) ОЦК-монокристаллов (1-AuZnCu, 2-CuZn, 3-NiAl, 4-CuAlZn, 5-Au-50ат.%Cd, 6-Au-47,5ат.%Cd) [7]

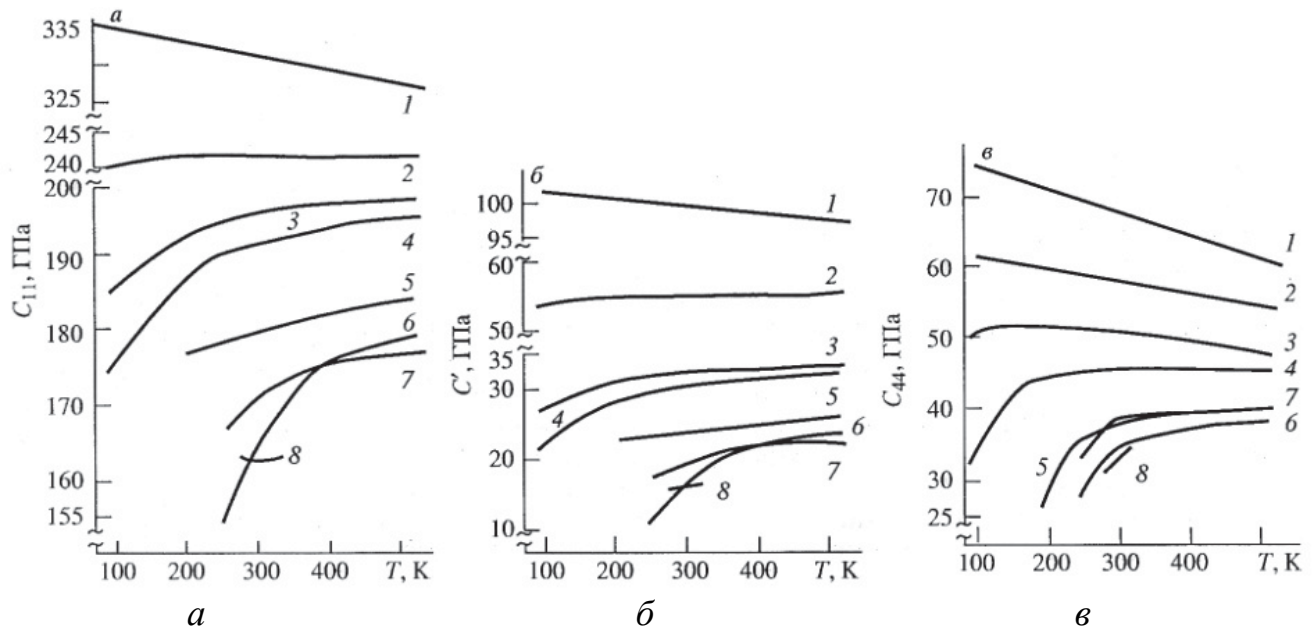


Рис. 6.3. Модули упругости монокристаллов сплавов Ti<sub>50</sub>Ni<sub>50-x</sub>Fe<sub>x</sub> [7] и Ti<sub>30</sub>Ni<sub>38</sub>Cu<sub>10</sub>Fe<sub>2</sub> [8] от температуры: а -  $C_{11}$ ; б -  $C'$ ; в -  $C_{44}$ ;  
1 -  $x = 50\%$ ; 2 -  $x = 25\%$ ; 3 -  $x = 15\%$ ; 4 -  $x = 10\%$ ; 5 -  $x = 5\%$ ; 6 -  $x = 2\%$ ;  
7 -  $x = 0\%$ ; 8 - для Ti<sub>30</sub>Ni<sub>38</sub>Cu<sub>10</sub>Fe<sub>2</sub>

Надежно установлено, что подавляющее большинство метастабильных материалов проявляет в преддверии прямого и обратного МП размягчение модуля сдвига  $C'$  и/или рост упругой анизотропии, или, говоря иначе, «размягчение»

решетки, преимущественно по одной Зинеровской системе сдвига  $\{110\}\langle 1\bar{1}0\rangle$  [6–11]. При этом наибольшее размягчение  $C'$  обнаруживается в металлических материалах, испытывающих ТМП (рис. 6.2) [7]. Во многих случаях наблюдалось смягчение и модуля нормальной упругости  $C_{11}$ , ответственного за сопротивление решетки Бейновской продольной деформации  $\{100\}\langle 100\rangle$ . Необычный вид глобальной предмартенситной неустойчивости, характеризующийся одновременным изотропным размягчением всех модулей, как продольных, так и сдвиговых, был обнаружен на монокристаллах сплавов систем Ti-Ni, TiNi-TiFe и TiNiFeCu (рис. 6.3).

Уже первые данные по неупругому рассеянию нейтронов на монокристаллах ряда метастабильных металлов и сплавов показали, что в них происходит размягчение акустических поперечно-поляризованных фононных мод и, прежде всего, всей ветви  $TA_2 \langle \xi\xi 0 \rangle_k \langle 1\bar{1}0 \rangle_e$ , и это находится в соответствии наклона при  $\xi \rightarrow 0$  с изменением  $C'$ . Важным новым обстоятельством является резкое уменьшение частот акустических фононов в окрестности волновых векторов  $k$  при  $\xi \approx 1/3$ , а иногда и  $\xi \approx 1/2$  при приближении к  $M_s$  [7]. В Zr и сплавах Zr и Ti с  $\beta \leftrightarrow \alpha$  МП частоты минимальны и в окрестности  $\alpha$ -точки  $2/3\langle 111 \rangle \equiv 1/3\langle 112 \rangle$ .

#### 6.5.2. Эксперименты по дифракции нейтронов и рентгеновских лучей

Снижение устойчивости решетки к смещениям атомов проявляется в рентгеноструктурных экспериментах *in situ* в аномальном изменении температурного хода интенсивностей брэгговских отражений, интегральной  $I_{\text{инт}}$  и максимальной  $I_{\text{макс}}$ , их уширении и появлении диффузного рассеяния (см. [7–8]). Более сильные изменения испытывают рефлексы с большей суммой квадратов индексов  $hkl$   $B2$ -фазы. При циклировании температуры в интервале выше точек начала мартенситного перехода  $M_s$  или  $M_s'$  изменения  $I_{\text{инт}}$  и  $I_{\text{макс}}$  обратимы. По температурным зависимостям интенсивностей брэгговских отражений и упругих постоянных  $C_{ij}$ , измеренных на одних образцах, могут быть определены температуры Дебая  $\theta_D$ , динамические ( $\langle u_s^2 \rangle_{\text{дин}}$ ) и статические ( $\langle u_s^2 \rangle_{\text{ст}}$ ) среднеквадратичные смещения атомов. Очевидно, что размягчение модулей упругости при изменении химического состава и снижении температуры по мере приближе-

ния к  $M_s$  приводит к уменьшению  $\theta_D$  и, соответственно, к аномальному поведению  $\langle u_s^2 \rangle_{\text{дин}}$ , сопровождаемому, к тому же, нарастанием  $\langle u_s^2 \rangle_{\text{ст}}$ .

### 6.5.3. Просвечивающая электронная микроскопия (ПЭМ) *in situ*

Эксперименты ПЭМ, в том числе *in situ*, являясь локальными методами высокого разрешения, позволяют вскрыть кристаллоструктурные аспекты предпереходных состояний в метастабильных материалах [7–8]. Во-первых, с их помощью, как и рентгенографически, в многочисленных сплавах обнаруживается сложная картина диффузного рассеяния, реконструкция которого в обратном пространстве выявляет наличие, как правило, плоских слоев диффузного рассеяния, проходящих через рефлексы, исключая центральные плоскости (которые проходят через 000). Распределение интенсивности рассеяния в этих слоях ( $\{111\}^*$  в ОЦК,  $\{110\}^*$  в ГЦК,  $(100)^*$  в ГПУ) неоднородно и закономерно изменяется в зависимости от положения в пространстве обратной решетки (о. р.). Рассеяние более интенсивно вблизи рефлексов (узлов о. р.), чем между ними. Рассеяние отсутствует (за исключением случаев двойной дифракции), когда вектор о. р.  $g$  направлен параллельно плоскости диффузного слоя (когда вектор  $g$  лежит в данных плоскостях, проходящих через начало о. р.). Наиболее интенсивные диффузные тяжи в ОЦК-кристаллах располагаются вдоль  $\langle 110 \rangle^*$  и  $\langle 112 \rangle^*$ , в ГЦК – вдоль  $\langle 110 \rangle^*$  и  $\langle 111 \rangle^*$ . Особенностью рассеяния при увеличении угла дифракции является то, что по сравнению с брэгговскими рефлексами оно остается достаточно интенсивным. Такое рассеяние имеет место уже при температурах выше  $M_s$  на  $100 \dots 150^\circ$ . При уменьшении температуры или концентрации стабилизаторов аустенитной фазы по мере приближения к  $M_s$  интенсивность тяжей по  $\langle 110 \rangle^*$  и  $\langle 112 \rangle^*$  начинает нарастать. Во многих сплавах с ТМП на них усиливаются экстра-рефлексы (или сателлиты) в положениях, близких  $\pm 1/3 \langle 110 \rangle^*$  и  $\pm 1/3 \langle 112 \rangle^*$ . В ряде таких сплавов появляются, кроме того, эффекты типа  $\approx 1/2 \langle 110 \rangle^*$  и  $\approx 1/2 \langle 112 \rangle^*$ . В других, напротив, обнаружены лишь сателлиты типа « $1/2$ ». Типичные черты наблюдаемого диффузного рассеяния электронов (как и рентгеновских лучей) – его периодичность, закономер-



ные погасания и усиления – дают возможность отождествить его с волнами смещений атомов, достаточно периодически искажающих (модулирующих) исходную кристаллическую решетку.

#### 6.5.4. Модель структуры предпереходного состояния

Интерпретация полученных данных дает возможность построить физическую модель реальной микроструктуры метастабильных сплавов. В металлах, сплавах и соединениях с ОЦК решеткой рассеяние между рефлексами в виде плоских диффузных слоев  $\{111\}^*$  обусловлено коротковолновыми акустическими, преобладающими в спектре колебаний, нескоррелированными смещениями плотноупакованных по  $\langle 111 \rangle$  цепочек атомов. Соответственно, в ГЦК-кристаллах диффузные слои по  $\{110\}^*$  являются Фурье-образом нескоррелированных смещений плотноупакованных цепочек атомов по  $\langle 110 \rangle$ , а в ГПУ-кристаллах  $(100)^*$ -слои – цепочек по  $[100]$ . По мере размягчения модулей упругости сплавов амплитуды и корреляции таких своеобразных линейных дефектов типа смещений нарастают в плотноупакованных плоскостях. Если корреляции смещений атомов в этих плоскостях выше, чем плоскостей друг относительно друга, диффузное рассеяние имеет вид сплошных тяжей. Корреляционная длина, отвечающая протяженности когерентных объектов – плоских слоев по  $\{111\}^*$  или  $\{110\}^*$  – составляет значения порядка единицы. Такие атомные смещения локализованы в нанобластях, структура и симметрия которых может быть описана ближним порядком смещений атомов (БПС) [6–8; 10; 11]. Характеризующие их  $\langle u_s^2 \rangle_{\text{дин}}$  на порядок выше, чем в стабильных сплавах.

При охлаждении сплавов ниже некоторой температуры  $T_{\text{нс}}$  (стадия несовершенных сателлитов) дифракционная картина начинает характеризоваться разновидностями сателлитов: в основном, типа «1/3» и/или «1/2». В связи с этим соответствующие промежуточные субструктуры сдвига были названы ПСС-1 (для сателлитов типа «1/3») и ПСС-2 (для сателлитов типа «1/2»). «Сателлитная» стадия может быть выделена как самостоятельное состояние, сменяющее БПС и характеризуемое ПСС. Поскольку существуют все кристал-

лографически эквивалентные варианты ПСС – нанодоменов (ориентационных и антифазных), расположенных по объему аустенитной фазы статистически, структура сплавов, в среднем, сохраняет исходную кубическую симметрию. Но появление порядка в перетасовочных, преимущественно плоскостных смещениях, локализованных в нанодоменах, следует рассматривать как близкий к второродному внутрифазовый переход. Его аналогом могут являться ранние стадии старения (зонная стадия) или атомного упорядочения (по типу ближнего нанодоменного атомного порядка) при относительно низких температурах. Внутренняя структура и симметрия ПСС-доменов отличается от исходной и может приближаться, насколько это возможно при сохранении когерентной связи в условиях локальной неустойчивости решетки аустенитной фазы и ее ангармонизма, к структуре будущих мартенситных фаз [6–8]. Аналогичные процессы имеют место и в метастабильном мартенсите.

В кристаллоструктурном смысле ПСС-домены являются наноструктурными зародышами (со структурой, неидентичной структуре будущей фазы) и могут играть роль возможных физических центров зарождения кристаллов мартенсита. Так, при реализации моды продольной волны типа  $2/3\langle 111 \rangle_k$  (или ей эквивалентной поперечной типа  $2/3\langle 11\bar{2} \rangle_k \langle 111 \rangle_e$ ) возникает  $\omega$ -фаза в ряде сплавов Ti и Zr. При синхронизации трех поперечных волн статических смещений атомов, описывающих структуру доменов ПСС-1,  $1/3\langle 110 \rangle_k \langle 1\bar{1}0 \rangle_e$  образуются структуры, которые с учетом атомного упорядочения в гексагональных координатах близки элементарной ячейке R-мартенсита в TiNi и  $\eta_2'$ -мартенсита в AuCd [8]. Сочетание соответствующей однородной дисторсии с одной модой периодических перетасовочных смещений типа удвоения  $1/2\langle 110 \rangle_k \langle 1\bar{1}0 \rangle_e$ , формирующих структуру доменов ПСС-2, обеспечивает перестройку  $\beta \rightarrow \alpha$  (ГПУ) или  $B2 \rightarrow B19$ . Сложнее модель перетасовочных атомных смещений для описания  $B2 \rightarrow B19'$  перестройки: она предполагает при совмещении с однородной дисторсией суперпозицию мягких поперечных мод типа удвоения  $(01\bar{1})[011]$  и  $(011)[100]$ , характерных для ПСС-2, а также наличие развитой субструктуры ПСС-1 [8].

## 6.6. Эффекты памяти формы

В сплавах с ТМП наиболее яркими и практически важными особенностями их уникального механического поведения являются следующие эффекты [3–10]: *ЭПФ* – способность сплава при нагреве возвращать приобретенную в мартенситном состоянии деформацию и, соответственно, восстанавливать первоначальную форму (рис. 6.4 а); *эффект сверхэластичности* (сверхупругости, псевдоупругости) – способность сплава испытывать при ТМП в процессе нагружения значительную по величине неупругую деформацию, которая возвращается полностью или частично при снятии нагрузки (рис. 6.4 б); *эффект сверхпластичности* – способность сплава к значительной псевдоупругой и пластической деформации (до 100 %) при нагружении в интервале температур ТМП; *эффект обратимого запоминания формы* (ЭОЗФ) – способность сплава при определенных условиях во внешне ненапряженном, но предварительно структурно подготовленном состоянии при термоциклировании через температурный интервал прямых и обратных мартенситных превращений  $M_f$ – $M_s(A_s)$ – $A_f$  испытывать самопроизвольную деформацию при охлаждении и обратное восстановление исходной формы при нагреве; высокое внутреннее трение и демпфирование; силовые эффекты генерации и релаксации напряжений.

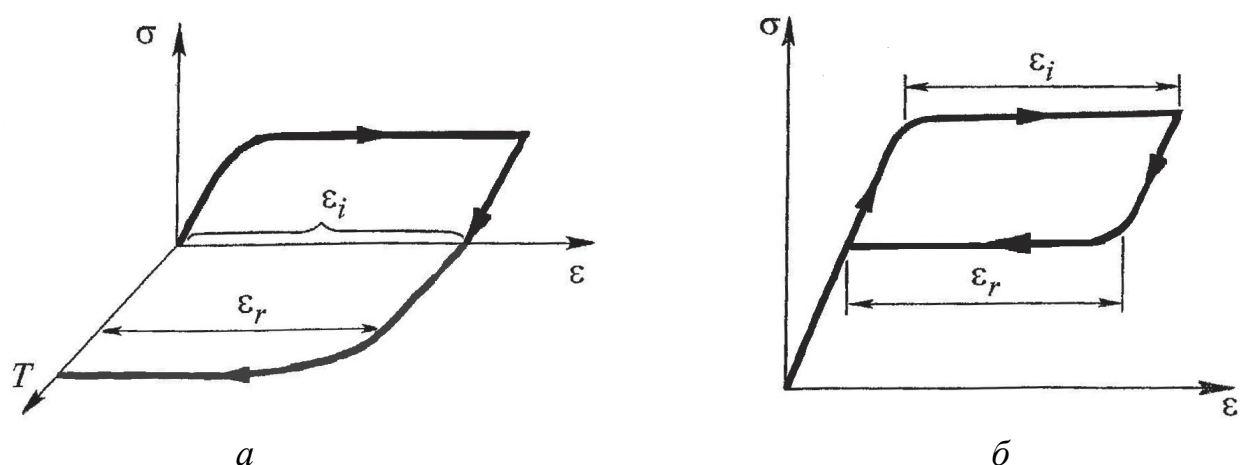


Рис. 6.4. Эффекты памяти формы и сверхупругости в сплавах

Как показали рентгеноструктурные исследования *in situ* при съемке на разных стадиях деформации и при различных температурах, данные эффекты обусловлены прямыми и обратными ТМП, обладающими сильной текстурой, то

есть ориентированными зарождением и ростом кристаллов мартенсита, что и обеспечивает макроскопическую деформацию образцов. При нагреве или по мере снятия нагрузки ТМП идет в обратной последовательности, и накопленная деформация в итоге полностью возвращается (рис. 6.4). Наконец, возможна активация ТМП при деформировании после достаточно глубокого развития пластической деформации обычными механизмами скольжения и двойникования в исходной аустенитной фазе. В таком случае реализуется эффект сверхпластичности, который полностью механически обратимым не является. Разновидность данного эффекта – сверхпластичность за счет дополнительного механического нанодвойникования в мартенситном состоянии.

Элементарными носителями внутренних напряжений, обеспечивающих ориентированные зарождение и рост кристаллов мартенсита, являются, по-видимому, дислокации, их скопления, образуемые ими субграницы и границы зерен, созданные деформацией или термоциклированием и образующие стабильные конфигурации, а также дисперсные частицы второй фазы. Получить ЭОЗФ возможно несколькими способами, которые разделяют по видам воздействий, индицирующих ориентированное и высокообратимое прямое и обратное ТМП. Кристаллографическая текстура ТМП обеспечивается целым рядом приемов. Очень важное практическое значение наряду с деформационными  $\varepsilon(\sigma, T)$  и температурными  $T(\sigma, \varepsilon)$  эффектами имеют силовые эффекты  $\sigma(\varepsilon, T)$  генерации и релаксации напряжений при термоупругих мартенситных превращениях [6–11].

### **6.7. Разработка объемных наноструктурных материалов с памятью формы**

В последние годы были впервые сформулированы, всесторонне исследованы и доведены до практического опробования и внедрения принципы создания наноструктурных состояний в объемных металлических материалах с эффектами памяти формы, позволяющие на качественно новом уровне изменять их конструкционные и функциональные свойства [13–20]. Работы по созданию научных основ получения объемных наноструктурных металличе-

ских материалов, разработке и внедрению осуществляющих их высокоэффективных нанотехнологий, повышающих качество и комплекс свойств материалов с ЭПФ, носят приоритетный характер, отличаются своей принципиальной мировой новизной, оригинальностью теоретических и технологических подходов и решений, высокой эффективностью. В результате проведенных систематических исследований был обнаружен и объяснен эффект одновременного увеличения прочности и пластичности практически важных для техники и медицины сплавов с памятью формы на основе никелида титана [21].

Показано, что в объемных наноматериалах могут быть одновременно достигнуты рекордно высокие значения пределов прочности (до 3,0 ГПа), текучести (до 2,5 ГПа), относительного удлинения (до 80 %), относительного сужения (до 70 %), обратимой деформации (9...15 %), реактивного напряжения (до 2,0 ГПа) при реализации 100 % памяти формы в узком температурном интервале. Установлены природа эффекта, его физические условия и структурные механизмы, влияние легирования, фазового состава и структурообразующих внешних воздействий. Ряд разработанных способов упрочнения запатентован.

Контролируемое легирование сплавов на основе TiNi, позволяющее регулировать их стабильность по отношению к распаду и МП, применение разных методов термической и термомеханической обработки обеспечили достаточно эффективное целенаправленное изменение их структуры и физико-механических свойств и открыли новые уникальные возможности изменения микроструктуры, влияния на фазовые превращения и связанные с ними физико-механические свойства сплавов на основе TiNi.

#### 6.7.1. Сверхбыстрая закалка спиннингованием (БЗР)

Материалы, синтезированные методами БЗР, принципиально отличаются по своему физическому состоянию и структуре от материалов, полученных при обычных процессах затвердевания в условиях, когда скорости охлаждения составляют  $1...10^3$  К/с. В методах БЗР возможно осуществить скорости охлаждения  $10^3...10^6$  К/с и более высокие. При спиннинговании или сплэттинге струи расплава в экстремальных режимах охлаждения могут быть достигнуты пре-

дельные скорости  $10^7 \dots 10^8$  К/с. Метод спиннингования был использован для разработки высокопрочных наноструктурных металлических сплавов на основе никелида титана, а на их основе был создан ряд высокоэффективных сенсоров и актюаторов. Возможны два способа формирования БЗР-сплавов, которые приводят либо к нано- и субмикроструктурной структуре, либо к аморфной. Отжиг последней позволяет контролировать создание нанозеренной структуры [15; 16].

Все кристаллические БЗР-сплавы на основе никелида титана проявляют ряд характерных особенностей механического поведения. Если они находятся в мартенситном состоянии или при механических испытаниях в них происходит деформационно индуцированный МП, они имеют весьма низкий предел сдвиговой мартенситной (фазовой) псевдотекучести с площадкой легкой псевдоупругой (обратимой) мартенситной деформации  $\varepsilon = 3 \dots 5$  %. Величина предела псевдотекучести практически соответствует критическому напряжению мартенситного сдвига  $\sigma_m$ . Затем следует стадия «линейного» деформационного упрочнения до верхнего предела нормальной текучести  $\sigma_T$  (до 1,2...1,5 ГПа), которую сменяет относительно короткая стадия параболического упрочнения вплоть до разрушения. Предел прочности  $\sigma_b$  нанокристаллических БЗР-сплавов на основе TiNi может достигать 2 ГПа при относительном удлинении  $\delta$  до 15...20 %. Вдвое выше величина реактивного напряжения  $\sigma_r$  при реализации ЭПФ. Установлено, что БЗР-сплавы обладают особо узкогистерезисными ЭПФ, однократным и спонтанно обратимым.

#### 6.7.2. Мегапластическая деформация кручением под давлением (МПДК)

Установлен ряд принципов достижения сверхвысокой прочности сплавов на основе метастабильного TiNi с ЭПФ за счет МПДК. Максимально эффективна МПДК в целях предельного измельчения всех структурных составляющих, и прежде всего, зерна, в сплавах на основе TiNi при пониженных температурах деформации ( $0,2 \dots 0,3 < T_{пл}$ ), когда накопление дефектов максимально, а развитие релаксационных процессов заторможено. Техника МПДК

обеспечивает в условиях высокого давления ( $p = 3 \dots 8$  ГПа) предельные режимы пластической деформации ( $e = 5 \dots 7$  единиц за один полный оборот). Деформация на  $5 \dots 10$  оборотов приводит к атомному разупорядочению, а затем и к практически полной аморфизации сплавов [13; 14; 16–20].

Варьирование давления в пределах  $3 \dots 8$  ГПа практически не повлияло на процесс аморфизации никелида титана. Однако повышение температуры МПДК от комнатной до  $200 \dots 250$  °С формирует в данных сплавах нанокристаллическое состояние со средним размером зерен в пределах  $10 \dots 20$  нм, а аморфное состояние получить уже не удастся, так же как при МПДК даже при комнатной температуре в сплавах TiNi, стабильных по отношению к ТМП. Нагрев аморфных МПДК-сплавов до неожиданно низких температур ( $\sim 200$  °С в отличие от  $450 \dots 500$  °С для аморфных БЗР-сплавов), приводит к началу процесса нанокристаллизации. При низкотемпературном отпуске аморфных сплавов на основе TiNi легко удастся реализовать наноструктурные и высокооднородные по размеру зерен и объему сплавов состояния. В близких по температурам ТМП и ЭПФ сплавах, бинарных и тройных, легированных, например, железом или медью, аморфных после МПДК, наноструктуры после аналогичных отжигов отличаются незначительно. Этот результат, очень важный особенно в практическом отношении, обусловлен тем, что после МПДК аморфная, сильно наклепанная матрица уже содержит центры для последующей тотальной нанокристаллизации в виде включений с искаженной, но близкой к  $B2$ -решетке атомной структурой. Нанокристаллизация приводит к рекордным значениям механических свойств и обеспечивает привлекательные структурную стабильность и свойства также при повышенных температурах испытаний (до  $400 \dots 500$  °С), в том числе прочность (до 1,5 МПа) и деформируемость (до  $100 \dots 120$  %).

#### 6.7.3. Равноканальное угловое прессование (РКУП)

РКУП объемных образцов сплавов TiNi успешно осуществлено при температурах  $350 \dots 500$  °С, которые составляют  $0,3 \dots 0,4 T_{пл}$ . Использование нескольких проходов по разным оптимальным технологическим маршрутам позволило со-

здать в данных сплавах наноструктурное высокооднородное одно- или двухмодальное зеренно-субзеренное состояние со средними размерами зерен, близкими к 100...200 нм. Показано, что основными механизмами структурных превращений при этом являются динамическая полигонизация, фрагментация и рекристаллизация при РКУП. При этом вдвое возросли прочностные характеристики ( $\sigma_B$  до 1,5 ГПа,  $\sigma_T$  до 1,4 ГПа,  $\sigma_r$  до 1 ГПа). Установлены высокие деформационные характеристики ( $\delta = 40...50 \%$ ,  $\varepsilon_r \sim 9 \%$ ), превышающие свойства прототипов. Наряду с однократным ЭПФ объемные наноструктурные РКУП-сплавы приобрели узкогистерезисные эффекты многократно обратимых ЭПФ и сверхупругости [13; 14; 21].

#### 6.7.4. Сочетанные деформационно-термические методы

При разработке технологий обработки сплавов давлением, ориентированных на их разнообразное практическое использование, необходимо учесть требования конструкторов-разработчиков новой техники не только к свойствам материалов, но и к геометрическим размерам полуфабрикатов. В ряде важных технических и социально значимых направлений применения сплавов с ЭПФ в промышленности, спецтехнике и медицине необходимы материалы в виде прутков, полос, проволоки различных типоразмеров. Как способы дальнейшего улучшения механических характеристик и в качестве формообразующей обработки массивных наноструктурных сплавов TiNi с ЭПФ разработаны комбинированные методы ИПД совместно с другими деформационно-термическими воздействиями, например, многократной холодной (при  $T_{\text{деф}} < 0,2...0,3 T_{\text{пл}}$ ) прокаткой или волочением. Сплавы на основе TiNi с ЭПФ обладают, наряду с высокими прочностными и деформационными характеристиками, большими реактивными усилиями, необходимыми при создании объемных силовых элементов конструкций с памятью формы, и обратимыми мартенситными псевдоупругими деформациями. С учетом их высокой надежности, долговечности, коррозионной стойкости и биосовместимости следует заключить, что данные наноструктурные сплавы представляют собой новое поколение сплавов на основе никелида титана с ЭПФ, отличающихся замечательным комплексом практически важных характеристик.



## 6.8. Применение сплавов с эффектами памяти формы

Разработка и использование сплавов с ЭПФ в различных отраслях осуществляется в технологически развитых странах мира достаточно высокими темпами. Первый патент на температурный переключатель из сплава с ЭПФ на основе системы Au-Ag-Cd был выдан в США в 1960 г. Интенсифицировалась разработка устройств с применением сплавов с ЭПФ после опубликования в 1963 г. данных о рекордных, а во многом и уникальных свойствах никелида титана. К настоящему времени зарегистрировано огромное количество патентов на сплавы с ЭПФ, устройства и изделия на их основе. Однако из большого числа таких материалов только сплавы на основе двух систем Ti-Ni и Cu-Zn-Al пригодны для практического использования, причем если первые имеют лучшие свойства, основанием для применения вторых пока являются лишь экономические предпосылки. Поэтому для изготовления высоконадежных и длительно функционирующих ответственных устройств используют только сплавы никелида титана. Конкретный выбор сплавов определяется с учетом комплекса различных требований: конструкционных, функциональных, технологических, эстетических, экономических, коррозионных, биологических и клинικο-биомеханических (если сплав предназначен для медицины).

В технике сплавы с ЭПФ используются, прежде всего, в качестве односторонних элементов. Так, свыше 100 тысяч муфт из никелида титана с ЭПФ для герметичного несварного соединения трубопроводов было использовано в гидросистемах реактивных истребителей F-14 только в 70–80-х годах. Их преимуществами, наряду с высокой надежностью, являются отсутствие нагрева, в отличие от сварки, и возможность при необходимости легко выполнить разборку соединения при понижении температуры. Муфты такого типа устанавливаются в трубопроводах самолетов, подводных лодок, надводных кораблей, для ремонта и сборки трубопроводов, предназначенных для перекачки нефти и газа, в том числе со дна моря, причем для этих целей используются муфты большого диаметра, порядка 150 мм и выше. Из материалов с ЭПФ изготавливаются стопоры и фиксаторы для неподвижного соединения деталей (вместо заклепок и

болтов), когда выполнение сборочно-монтажных операций на противоположной стороне скрепляемых деталей затруднительно или просто невозможно (например, в герметичных пустотелых конструкциях). В качестве зажимных приспособлений при креплении неподвижных деталей разработаны различные скобы или уплотнения. Элементы двунаправленного действия с ЭПФ применяются в качестве электрических соединителей, датчиков температуры, установочных или исполнительных устройств. Их характерной особенностью является миниатюрность и надежность. В России 10 лет устанавливаются и успешно эксплуатируются противопожарные датчики температуры с ЭОЗФ. Широко известны примеры использования сплавов с ЭПФ в бытовой технике (кондиционерах, сушильных устройствах, термостатах, другой технике).

Высокие коррозионная стойкость и биологическая совместимость, наряду с другими уникальными свойствами сплавов на основе никелида титана с ЭПФ, обуславливают широкие возможности их практического применения в медицине в качестве имплантатов, инструментов, других устройств различного назначения. Медицина предъявляет строгие требования к регламентации характеристик новых материалов. Центральной здесь является проблема взаимодействия материалов как с внешней, так и с внутренней средой живых организмов. В целом их применение в медицине развивается в нескольких направлениях. Первое связано с протезированием имплантатов–элементов и устройств, которые в течение длительного времени или пожизненно находятся в прямом контакте с биологическими тканями, костными или мягкими (мышцами, нервами, сухожилиями). Второе важное направление – в основном стоматологическое и ортодонтическое, в котором имплантируемые материалы, как правило, находятся в непосредственном контакте с биологическими поверхностями (зубами, кожей, слизистыми оболочками). В данных случаях уровень требований к имплантатам наиболее высок. Следует учитывать их взаимодействие с лекарственными препаратами, в том числе и при применении имплантатов – контейнеров для введения лекарств внутрь человека. Третье важное направление

ориентировано на создание медицинского оборудования и инструментария, когда непосредственный контакт с биологическими тканями кратковременный.

Детальные и систематические исследования сплавов никелида титана показали, что они обеспечивают надежное и долговечное выполнение механических функций, химическую стойкость (сопротивление ухудшению свойств в биологической среде, сопротивление разложению, растворению, коррозии), биологическую совместимость (биоинертность, нетоксичность, отсутствие канцерогенности, сопротивление образованию тромбов и антигенов). В России сплавы с ЭПФ на основе никелида титана прошли государственные клинические и технические испытания и более 20 лет официально разрешены к применению в качестве имплантатов и к производственному выпуску.

### **Контрольные вопросы к главе 6**

1. Что называется мартенситным превращением?
2. Классификация и типы мартенситных превращений?
3. В чем заключается явление термоупругого равновесия?
4. Что такое размерно-ориентационные соотношения между кристаллическими решетками фаз?
5. Каковы особенности морфологии и внутренней структуры мартенсита?
6. Что такое эффекты памяти формы?
7. Каковы основные признаки предмартенситных явлений?

### Список библиографических ссылок к главе 6

1. Курдюмов Г. В. Превращения в железе и стали / Г. В. Курдюмов, Л. М. Утевский, Р. И. Энтин. М. : Наука, 1977. 238 с.
2. Смирнов М. А. Основы термической обработки / М. А. Смирнов, В. М. Счастливцев, Л. Г. Журавлев. Екатеринбург : УрО РАН, 1999. 496 с.
3. Shape Memory Effects in alloys // Ed. J. Perkins. NY, London: Plenum Press, 1975. 480 p.
4. Варлимонт Х. Мартенситные превращения в сплавах на основе меди, серебра, золота / Х. Варлимонт, Л. Дилей. М. : Наука, 1980. 205 с.
5. Ооцука К. Сплавы с эффектом памяти формы : пер. с япон. / К. Ооцука, К. Симидзу, Ю. Судзуки [и др.]. М. : Metallurgia, 1990. 224 с.
6. Хачин В. Н. Никелид титана, структура и свойства / В. Н. Хачин, В. Г. Пушин, В. В. Кондратьев М.: Наука, 1992. 161 с.
7. Пушин В. Г. Предпереходные явления и мартенситные превращения / В. Г. Пушин, В. В. Кондратьев, В. Н. Хачин Екатеринбург: УрО РАН, 1998. 368 с.
8. Пушин В. Г. Сплавы никелида титана с памятью формы. Ч. I. Структура, фазовые превращения и свойства / В. Г. Пушин, С. Д. Прокошкин, Р. З. Валиев [и др.]. Екатеринбург : Изд-во УрО РАН, 2006. 440 с.
9. Лободюк В. А. Мартенситные превращения / В. А. Лободюк, Э. И. Эстрин. М.: Физматлит, 2009. 352 с.
10. Pushin V. G. Alloys with a Thermomechanical Memory: Structure, Properties, and Application / V. G. Pushin // PhMM. 2000. V. 90. Suppl. 1. P. 568–595.
11. Лободюк В. А. Кристаллоструктурные особенности предпереходных явлений и термоупругих мартенситных превращений в сплавах цветных металлов / В. А. Лободюк, Ю. Н. Коваль, В. Г. Пушин // ФММ. 2011. Т. 111. № 2. С. 169–194.
12. Buehler W. J. Effect of low temperature phase change on the mechanical properties of alloys nearcomposition TiNi / W. J. Buehler, J. V. Gilfrich, R. C. Wiley // J. Appl. Phys. 1963. V.34. №5. P. 1475–1477.

13. Pushin V. G. Alloys with a Thermomechanical Memory: Structure, Properties, and Application / V. G. Pushin // PhMM. 2000. V. 90. Suppl.1. P. 568–595.
14. Pushin V. G. Features of structure and phase transformations in shape memory TiNi-based alloys after severe plastic deformation / V. G. Pushin, V. V. Stolyarov, R. Z. Valiev [et al.] // Ann.Chim.Sci.Mat. 2002. V.27. № 3. P. 77–88.
15. Pushin V. G. Nanocrystalline TiNi-based shape memory materials produced by ultrarapid quenching from melt / V. G. Pushin, N. I. Kourov, T. E. Kuntsevich [et al.] // PhMM. 2002. V.94. Suppl.1 P. S107–S119.
16. Пушин А. В. Влияние отклонения химического состава от стехиометрического на структурные и фазовые превращения и свойства быстрозакаленных сплавов  $Ti_{50+x}Ni_{25-x}Cu_{25}$  / А. В. Пушин, А. А. Попов, В. Г. Пушин // ФММ. 2012. Т. 113. № 3. С. 299–311.
17. Пушин В. Г. Особенности формирования нанокристаллической структуры в сплаве с эффектом памяти формы  $Ti_{50}Ni_{25}Cu_{25}$  при интенсивном механотермическом воздействии / В. Г. Пушин, Н. Н. Куранова, А. В. Пушин [и др.] // ФММ. 2011. Т. 112. № 6. С. 636–646.
18. Пушин В. Г. Формирование нанокристаллической структуры в аморфном сплаве  $Ti_{50}Ni_{25}Cu_{25}$  при интенсивном механотермическом воздействии и размерный эффект термоупругого мартенситного превращения  $B2 \leftrightarrow B19$  / В. Г. Пушин, Н. Н. Куранова, А. В. Пушин [и др.] // ФММ. 2012. Т. 113. № 3. С. 286–298.
19. Пушин В. Г. Фазовые и структурные превращения в сплаве с эффектом памяти формы  $Ti_{49,5}Ni_{50,5}$ , подвергнутом кручению под высоким давлением / В. Г. Пушин Р. З. Валиев, Э. З. Валиев [и др.] // ФММ. 2012. Т. 113. № 3. С. 271–285.

20. Пушин В. Г. Бароупругие эффекты памяти формы в сплавах никелида титана, подвергнутых пластической деформации под высоким давлением / В. Г. Пушин, Н. Н. Куранова, Н. И. Коуров [и др.] // ЖТФ. 2012. Т. 82. вып. 8. С. 67–75.

21. Пушин В. Г. О природе аномально высокой пластичности высокопрочных сплавов никелида титана с эффектами памяти формы. Исходная структура и механические свойства / В. Г. Пушин, А. И. Лотков, Ю. Р. Колобов [и др.] // ФММ. 2008. Т. 106. № 5. С. 537–547.

## Об авторах

**Фарбер Владимир Михайлович** окончил Уральский политехнический институт имени С. М. Кирова по специальности «Физика металлов» в 1964 году. После окончания института работал с 1964 по 1970 гг. в Уральском НИИ Черных металлов. В Уральском государственном техническом университете, ныне Уральском федеральном университете, работает с 1970 года в качестве доцента (1970–1986), профессора с 1988 по настоящее время. В 1970 г. защитил кандидатскую, а 1985 – докторскую диссертацию.

Фарбер В. М. – ведущий специалист в нашей стране и за рубежом по упрочнению конструкционных сталей и сплавов, автор монографии, более 10 учебных пособий, в том числе с грифами УМО, 17 учебных программ. Активно проводит работу по внедрению современных методик обучения в образовательный процесс. Много лет курирует на кафедре подготовку инженеров по специальности «Физика металлов», является членом ГАК по направлению подготовки «Материаловедение и технология новых материалов».

На протяжении всей научной деятельности Фарбер В. М. проводил обширную научно-техническую работу с трубными, металлургическими, машиностроительными предприятиями и организациями. При его непосредственном участии и руководстве разработаны составы и технологические режимы обработки высокопрочных бесшовных труб, найдены критерии трещиностойкости сварных труб для магистральных трубопроводов. Он является членом Комиссии по приемке новых видов труб и экспертом по научно-технической документации трубной продукции ОАО «Газпром». Автор более 250 статей в российских и зарубежных журналах и около 50 докладов на международных и всероссийских конференциях. На новые технологии и способы обработки материалов им получено 15 авторских свидетельств и патентов на изобретение.

Фарбер В. М. отмечен почетными грамотами ректората университета, награжден знаком МО РФ «Почетный работник высшего профессионального образования».



**Лобанов Михаил Львович** окончил с отличием УПИ в 1984 году по специальности «Физика металлов». С 1984 по 1994 гг. работал на кафедре «Термообработки и физики металлов» в качестве инженера, младшего научного сотрудника, ассистента, доцента. Кандидат физико-математических наук (1992 г.) по специальности «Физика твердого тела», доктор технических наук (2010 г.) по специальности «Металловедение и термическая обработка металлов». Профессор УрФУ с 2011 г.

С 1994 г. по настоящее время совмещает преподавательскую деятельность с работой на ООО «ВИЗ-Сталь» (ранее «Верх-Исетский металлургический завод», входит в состав холдинга ОАО «Ново-Липецкий металлургический комбинат»). Работает начальником центральной заводской лаборатории. Принимал активное участие в разработке технологий выплавки и горячей прокатки электротехнических сталей на ОАО «ММК» и ОАО «НЛМК». Участвовал во внедрении технологии изготовления электротехнической анизотропной стали по нитридно-медному способу производства на Верх-Исетском металлургическом заводе. Разработал экономичные режимы обезуглероживающего отжига электротехнической анизотропной стали применительно к горизонтальным печам.

Автор более 100 работ, опубликованных в российских и зарубежных изданиях. Имеет три положительных решения, 14 российских и 3 международных патента на изобретение.

Основные направления научной работы: феноменологическая теория диффузии в твердых телах; структурные превращения в металлах и сплавах; текстуры в материалах; электротехнические стали.

**Бараз Владислав Рувимович** – доктор технических наук, профессор Уральского федерального университета. Лауреат премии им. Д. К. Чернова. Отмечен знаком «Изобретатель СССР». Является Почетным работником высшего профессионального образования Российской Федерации, а также Почетным выпускником Уральского государственного технического университета – УПИ.

Специалист в области физического материаловедения. Основные труды посвящены созданию научных основ получения высокопрочных и теплостойких пружинных сталей мартенситного и аустенитного классов, а также прецизионных сплавов элинварного типа. Особое место занимают исследования по изучению медноникелевых сплавов типа мельхиор и нейзильбер. Автор около 240 научных публикаций, нескольких монографий и учебников.

**Макаров Алексей Викторович** – доктор технических наук, заведующий лабораторией конструкционного материаловедения Института машиноведения Уральского отделения Российской академии наук. Профессор кафедры металловедения Уральского федерального университета имени первого Президента России Б. Н. Ельцина.

Основные научные интересы связаны с изучением структурных механизмов повышения износостойкости и упрочнения металлических сплавов за счет создания метастабильных и нанокристаллических состояний, разработкой на этой основе эффективных способов термических, деформационных и комбинированных обработок, применением неразрушающих электромагнитных методов для аттестации износостойких и высокопрочных структур, а также для оценки износостойкости и других физико-механических свойств сталей и сплавов.

Разработки использованы в производстве бурового и штампового инструмента, в технологиях лазерного упрочнения быстроизнашивающихся изделий машиностроения.

Автор более 160 статей, двух монографий, восьми изобретений.

**Салищев Геннадий Алексеевич** – руководитель Лаборатории объемных наноструктурных материалов, доктор технических наук, профессор кафедры «Материаловедение и нанотехнологии» Белгородского государственного национального исследовательского университета. Автор более 350 опубликованных работ. Область научных интересов: структура и механические свойства титановых сплавов, медных сплавов, сталей, интерметаллидов; механизмы пластической деформации; наноструктурные металлы и сплавы, высокоэнтропийные сплавы; технологии деформационно-термической обработки.

**Жеребцов Сергей Валерьевич** – старший научный сотрудник Лаборатории объемных наноструктурных материалов. кандидат технических наук, доцент кафедры «Материаловедение и нанотехнологии» Белгородского государственного национального исследовательского университета. Автор более 70 опубликованных работ. Область научных интересов: структура и механические свойства титановых сплавов; механизмы пластической деформации; наноструктурные металлы и сплавы; технологии деформационно-термической обработки.

**Пушин Владимир Григорьевич** – доктор физико-математических наук, профессор, заведующий лабораторией цветных сплавов Института физики металлов УрО РАН, руководитель отдела электронной микроскопии. Большой научный вклад В. Г. Пушин внес в разработку основ создания новых материалов с памятью формы, и прежде всего, сплавов на основе никелида титана, обладающих уникальными характеристиками, что обуславливает их широкое, а в ряде специальных отраслей исключительное практическое применение. Он является одним из создателей нового научного направления –получения объемных наноструктурных материалов с памятью формы на основе целого ряда сплавов. Награжден дипломом МАИК «Наука Интерпериодика» (2003 г.), Заслуженный деятель науки Российской Федерации (2010 г.), лауреат премии имени академика В. Д. Садовского (2010 г.).

В. Г. Пушин является автором и соавтором более 170 научных статей, 16 патентов и авторских свидетельств РФ, международного патента (Великобритания) и Европатента, 6 монографий, одного учебника, нескольких аналитических обзоров. Индекс цитирования – 648, индекс Хирша – 12.

**Куранова Наталия Николаевна** – кандидат физико-математических наук, старший научный сотрудник лаборатории цветных сплавов ИФМ УрО РАН. Область научных интересов: исследование особенностей микроструктуры, предпереходных явлений, структурных и фазовых превращений и свойств бинарных и многокомпонентных сплавов на основе TiNi, полученных традиционными методами и деформированных методами интенсивной пластической деформации. Основные научные результаты: разработка высокопрочных нано-

структурных сплавов на основе никелида титана с эффектами памяти формы, обнаружение в них размерного и бароупругого эффекта термоупругих мартенситных превращений, построение диаграмм МП наноструктурных сплавов TiNi и TiNiCu.

Автор 107 научных работ, в том числе 23 научных статей и соавтор одной коллективной монографии. Стипендиат премии УрО РАН им. В. Д. Садовского (2001 г.), лауреат премии УрО РАН им. академика В. Д. Садовского (2011 г.).

**Пушин Артем Владимирович** – аспирант Уральского федерального университета, ведущий инженер лаборатории механических свойств ИФМ УрО РАН. Область научных интересов: исследование особенностей микроструктуры, предпереходных явлений, структурных и фазовых превращений и свойств бинарных и многокомпонентных сплавов на основе TiNi, полученных традиционными методами, быстрой закалки расплава, интенсивной пластической деформации. Научные результаты: разработка высокопрочных наноструктурных сплавов с эффектами памяти формы на основе никелида титана, легированных медью. Автор 34 научных работ, в том числе 7 научных статей и двух патентов. Награжден золотым знаком отличия «Национальное достояние» Национальной системы развития научной, творческой и инновационной деятельности молодежи России «Интеграция» (2005 г.).

*Учебное издание*

**Фарбер** Владимир Михайлович  
**Лежнин** Никита Владимирович  
**Хотинов** Владислав Альфредович  
**Селиванова** Ольга Владимировна  
**Лобанов** Михаил Львович  
**Бараз** Владислав Рувимович  
**Макаров** Алексей Викторович  
**Салищев** Геннадий Алексеевич  
**Жеребцов** Сергей Валерьевич  
**Пушин** Владимир Григорьевич  
**Куранова** Наталия Николаевна  
**Пушин** Артем Владимирович

## **КОНСТРУКЦИОННЫЕ И ФУНКЦИОНАЛЬНЫЕ МАТЕРИАЛЫ НА МЕТАЛЛИЧЕСКОЙ ОСНОВЕ**

Редактор *В. О. Корионова*  
Компьютерный набор *М. А. Ивановой*  
Компьютерная верстка *Е. В. Суховой*

Подписано в печать 18.12.2013. Формат 70×100 1/16.

Бумага писчая. Плоская печать. Усл. печ. л. 20,3.

Уч.-изд. л. 13,3. Тираж 100 экз. Заказ № 89.

Издательство Уральского университета  
Редакционно-издательский отдел ИПЦ УрФУ  
620049, Екатеринбург, ул. С. Ковалевской, 5  
Тел.: 8(343)375-48-25, 375-46-85, 374-19-41  
E-mail: rio@urfu.ru

Отпечатано в Издательско-полиграфическом центре УрФУ  
620000, Екатеринбург, ул. Тургенева, 4  
Тел.: 8(343) 350-56-64, 350-90-13  
Факс: 8(343) 358-93-06  
E-mail: press-urfu@mail.ru

*Для заметок*

